

SA508-cl.3강의 ICCG HAZ의 인성에 미치는 M-A Constituents의 영향

권기선* · 김주학** · 홍준화* · 이창희***

Effects of M-A Constituents on Toughness in the ICCG HAZ of SA508-cl.3 Pressure Vessel Steel

K. S. Kweon*, J. H. Kim**, J. H. Hong* and C. H. Lee***

Key Words : CG HAZ(결정립성장열영향부), ICCG HAZ(부분변태된 결정립성장열영향부), Charpy V-notch impact test(샤피 충격시험), CCT diagram(연속냉각변태선도), M-A Constituents(잔류 오스테나이트가 일부 포함된 고탄소 마르텐사이트) SA508-cl.3 steel

Abstract

Metallurgical factors influencing toughness of the Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat Affected Zone (ICCG HAZ) of multiple welded SA508-cl.3 Reactor Pressure Vessel Steel were evaluated

The recrystallized austenite formed along the prior austenite grain boundaries and lath interfaces on heating to the intercritical range was transformed to bainite and/or martensite during cooling. The newly formed martensite always included some retained austenite(M-A constituents) The characteristics(amount, hardness, density, and size) of M-A constituents were found to be strongly associated with both peak temperature and cooling time($\Delta t_{8/5(2)}$) of last pass

Toughness in the ICCG HAZ was deteriorated with increasing amount of M-A constituents which was increased with increasing the last peak temperature within the intercritical temperature range. Meanwhile, for the same intercritical peak temperature, toughness was decreased with increasing cooling time. When cooling time was short, the dominant factor influencing toughness of the ICCG HAZ was amount of M-A constituents. However, when cooling time was lengthened, the hardness difference between M-A constituents and softened matrix(tempered martensite) was found to be the dominant factor

× 1998년 12월 28일 접수

* 비회원, 한양대학교 금속공학과

** 정회원, 한국원자력연구소

*** 정회원, 한양대학교 금속공학과

• 이창희 chlee@email.hanyang.ac.kr

1. 서 론

원자로 압력용기에 사용되는 SA508-cl 3 강은 두꺼운 소재이기 때문에, 용접 생산성을 향상시키기 위해 입열량을 증가시키게 된다 이런 경우 Coarse-Grained Heat Affected Zone(CG HAZ)에서의 인성은 매우 심각한 문제가 된다 즉 가장 큰 위험은 용융선에서 가장 가깝고 최고 도달 온도가 용융점에 근접하는 CG HAZ에서 발생한다. CG HAZ에 대해서는 많은 연구가 진행되어 왔고, 모재보다 낮은 인성을 가지며 저합금강에서는 입열량이 증가하면서 인성이 감소한다고 알려져 왔다¹⁾ 또한 CG HAZ 중에서 일부는 다층 용접시 최고 도달 온도가 Ac1과 Ac3 범위를 갖게 되는 α/γ 의 이상 영역으로 재가열되는 열 사이클을 받게 된다 이 Intercritically Reheated CG HAZ, 즉 ICCG HAZ는 용접 HAZ에서 또다른 Local Brittle Zone(LBZ)²⁾으로 보고되고 있으며, CG HAZ 보다 낮은 인성을 갖고 있다고 알려져 있다 그러나 CG HAZ, ICCG HAZ등의 급격한 인성 저하에 대해서 지배적인 인자로 인정될 만한 보고는 거의 없다 HAZ내에서 인성이 급격히 저하되는 영역들을 국부적 취성 영역(LBZ)이라 하며 LBZ내에 결정립 조대화, 상부 베이나이트, M-A Constituents(high-carbon martensite with some retained austenite), 합금 석출물 등과 같은 좋지 않은 미세조직이 존재해 저온 인성이 심각하게 저하하기 때문인 것으로 알려져 있긴 하지만 이들의 구체적인 거동 내용에 대해서는 명확히 제시하지 못하고 있는 상태이다

이와 같이 용접을 하거나 또는 용접 완료 후에 HAZ는 미세조직, 기계적 성질이 모재와 매우 상이하게 되고, 따라서 가열과 냉각시 발생한 응력을 제거하고, 경도 저하, 연성 및 인성 향상을 위해 용접후열처리(Post Weld Heat Treatment, PWHT)를 적용시킨다 용접후열처리를 실시하면 인성이 향상된다는 것은 주지의 사실이고 이의 영향에 대한 연구도 상당히 수행되어 왔다³⁾⁴⁾ 그러나 용접후열처리의 영향을 분석하기 위해서는 as-welded 상태의 HAZ 미세조직과 기계적 성질이 분석되어야 함에도 불구하고 용접후열처리를 적용하면 인성 등이 향상되더라 하는 편의주의적인 관습 때문에 용접후열처리 이전의 야금학적 분석은 연구대상에서 도외시되어, 국내에서는 동 소재의 용접후열처리 이전(as-welded 상태)에 대한 연구 실적이 전무한 상태이다

그러므로 본 연구에서는 인성 측면이 매우 강조되는

SA508-cl.3 같은 C-Mn-Mo-Ni 압력용기강에 대해서 현재까지 국내 연구 진행이 미흡했던 용접후열처리 이전 상태의 다층 HAZ에서의 상변태 거동과 미세조직의 변화에 따른 기계적 특성에 대해 연구하였다

2. 실험방법 및 절차

2.1 재 료

시험재는 원자로 압력용기강으로 사용되는 SA508-cl 3 단조재이고, 단조 후에 QT 처리되었으며, 화학 조성은 Table 1과 같다 시편은 두 가지 형태로 제작했고 두께 방향 1/4t와 3/4t zone에서 채취했다 sub-HAZ 재현 후 Charpy 충격 시험을 하기 위한 Charpy blank 시편과 CCT diagram을 작성하기 위한 라운드 형태의 시편으로 가공했다 Fig 1은 가공된 시편을 보여주고 있다

Table 1. Chemical compositions of material (wt%)

Material	C	Si	P	S	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al
SA508-cl 3	0.20	0.26	0.007	0.002	1.34	0.15	0.86	0.49	0.005	0.04	0.022

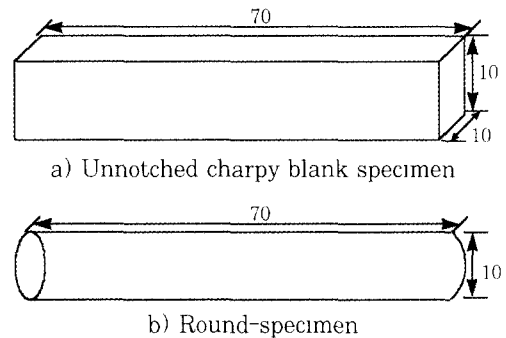


Fig. 1 The shape & dimensions of specimen for thermal simulation

2.2. Simulation 및 충격시험

HAZ 재현을 위해서는 HAZ를 특징별로 구분할 수 있어야 하며 A_1 , A_3 , 그리고 용융온도를 알면 이를 구분할 수 있게 된다 A_1 과 A_3 온도는 DTA(Differential Thermal Analysis) 장비를 이용해서 측정할 수 있다.

DTA 측정 결과, A_3 온도는 805.6℃, A_1 온도는 696.2℃이었다 또한 실험 값과 비교하기 위해서 Watt식⁵⁾에 의해서 계산된 A_1 와 A_3 은 각각 789.5℃, 698.4℃이었다 DTA 측정과 Watt 식에 의한 계산 값 비교 결과 상당한 근사치를 얻어냈으며 DTA 측정

값을 각각 A_3 , A_1 으로 설정할 수 있다 따라서 가열 최고 온도는 측정된 A_1 , A_3 온도를 근거로 하여 CG HAZ, FG(Fine-Grained) HAZ, IC HAZ, SC(Sub-critically Reheated) HAZ에 대하여 각각 1350, 900, 780, 650°C로 설정하였다

본 연구에 앞서 수행된 SA508-cl.3 강 of sub-HAZ에 대한 인성 평가 결과⁶⁾에 따르면 LBZ는 ICCG HAZ에서 나타났다 따라서 본 연구에서는 ICCG HAZ를 대상으로 Table 2의 열 사이클과 같이 2nd pass의 최고 가열 온도와 역시 열 방정식⁷⁾에 의해 계산된 각각의 승열속도를 사용하여 F1, F2, F3 및 S1의 ICCG HAZ를 재현하였다 HAZ를 simulation 하기 위한 장비는 thermal/mechanical simulator인 Gleeble Model을 사용하였다 재현된 ICCG HAZ에 대하여 샤피 충격시험을 실시하였고 M-A constituents와 기타 석출물의 거동을 변수에 따라 관찰하였다 충격시험온도는 -40°C로 하였으며 이는 너무 낮은 온도(< -50°C)에서 충격시험시 조직 변화에 따른 인성 변화가 매우 작아서 이를 관찰하기 힘들고 동 소재의 천이온도(-30°C)에서는 data scattering이 커서 역시 인성변화를 관찰하기 어렵기 때문에 lower shelf energy(LSE) 값이 관찰되기 시작되는 온도와 천이온도 사이에서 인성을 평가하는 것이 가장 타당하기 때문이다

또한 충격시험에 의해서 인성이 가장 낮게 평가된 ICCG HAZ에 대한 상변태 거동 분석을 위하여 Gleeble을 이용해서 냉각속도를 변화(Table 2 참조)시키고 dilatometer를 사용하여 체적 변화를 측정하여 CCT diagram을 작성하였다

2.3 조직 관찰

본 연구에서는 입열량에 따른 미세조직을 관찰하기

위하여 Gleeble 재현 조직에 대하여 광학현미경, SEM 및 TEM 관찰을 실시하였다 광학현미경을 이용한 금속조직 관찰에서는 시험편을 기계적으로 연마한 후 3% nital로 부식시켜 조직을 관찰하였다. SEM 관찰을 위하여 5ml HCl, 1g picric acid, 95ml alcohol을 혼합한 Villela's 액을 이용하여 3~4초 동안 부식시켜 관찰하였으며 석출물의 존재 여부와 종류를 조사하기 위해 EDS 분석을 실시하였다

재현 HAZ 내의 잔류 오스테나이트의 존재를 확인하기 위해 X-ray 회절 시험을 행하였고, TEM 관찰을 하여 잔류 오스테나이트를 영상 관찰하였다 시험편 준비는 50 μ m까지 기계적으로 연마한 다음 5% perchloric acid와 95% acetic acid의 혼합용액을 사용하여 -30°C의 온도와 20~25V, 0.05~0.1A의 전압, 전류에서 jet 연마하여 박막 시험편을 만들고 JEOL-200의 TEM을 이용하였다. 잔류 오스테나이트의 존재는 SADP으로 분석하였다

3. 실험결과 및 고찰

3.1 모재 관찰

모재의 결정립 크기는 약 20~50 μ m 정도였으며, 경도는 Hv 340정도로 측정되었다 Fig 2에 모재의 TEM 관찰 결과를 나타내었다. 잘 발달된 래스를 명확히 구분할 수 있고 래스 경계에 탄화물로 추측되는 석출물들을 많이 관찰 할 수 있다. 탄화물은 작으면서 구상으로 된 것과 약 1 μ m 이상으로 길게 성장한 것이 함께 관찰되었다 EDS 결과는 이들 particle들이 Mn이 상당량 포함된 M3C 탄화물인 것을 보여 주었다. TEM 결과와 이러한 결과들을 종합적으로 판단해 보면 모재조직은 템퍼드 상부 베이나이트로 판단되는 조직이다

Table 2. Thermal simulation conditions

Item	1st pass(CGHAZ)				2nd pass(ICCGHAZ)				
	Heating rate, °C/sec	T _{p1} , °C	Holding time	$\Delta t_{(6/5,1)}$, sec	Heating rate, °C/sec	T _{p2} , °C	Holding time	$\Delta t_{(6/5,2)}$, sec	
Charpy test	F1	300	1350	5	20	65	780	15	vary
	F2	300	1350	5	20	58	715	15	vary
	F3	300	1350	5	20	50	650	15	vary
	S1	300	1350	5	200	65	780	15	vary
CCT diagram	ICCG	300	1350	5	20	65	780	15	vary



Fig. 2 Microstructure of base metal(TEM)

3.2 LBZ의 충격 거동

가장 열악한 인성을 나타내는 LBZ인 ICCG HAZ의 $\Delta t_{8/5(1)}$, T_{p2} , $\Delta t_{8/5(2)}$ 에 따른 인성의 변화를 Fig. 3에 나타내었다 Case F3의 경우 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 짧으면 모재와 유사한 인성을 가지나 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 증가하면서 인성 값은 저하하였다 T_{p2} 가 650, 715, 780 $^{\circ}$ C로 증가하면서 인성 값은 저하되었으며, T_{p2} 780 $^{\circ}$ C인 경우에 $\Delta t_{8/5(1)}$ 이 빠른 경우(F1)와 느린 경우(S1) 모두가 인성은 다른 두 조건에 비해서 낮게 나타났고, 이 두 조건의 인성차이는 2~3J로써 크지 않았으나 S1이 더 낮았다 또한 위의 실험 조건에서 인성은 $\Delta t_{8/5(2)}$ 의 증가에 따라 저하하는 양상을 보였다 그러나 F2 경우는 $\Delta t_{8/5(2)}$ 에 영향받지 않고 일정함을 알 수 있다

즉, T_{p2} 가 높을수록 인성은 낮았으며 $\Delta t_{8/5(1)}$, $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 길수록 인성은 역시 낮은 것으로 분석되었다

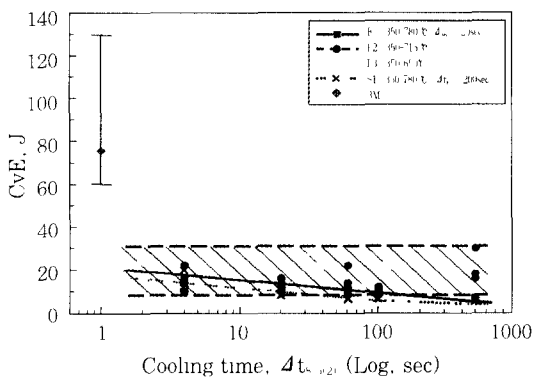


Fig. 3 The Charpy test results with various heat inputs, main-test(at-40 $^{\circ}$ C)

3.3 LBZ의 미세조직

3.3.1 ICCG HAZ(case F1)의 미세조직
LBZ인 ICCG HAZ를 분석하기 위해서는 먼저 CG

HAZ를 분석할 필요가 있다 따라서 Table 2의 열 사이클 조건에 따라 SA508-cl 3 강의 CG HAZ의 미세조직을 분석하였다 $\Delta t_{8/5}$ 이 20초(case F1, F2, F3)인 CG HAZ의 미세조직은 래스 마르텐사이트였고 Hv 550 이상의 높은 경도를 가지고 있으며 200~400 μ m의 초기 오스테나이트 결정립 크기를 보여 주었다 또한 이와 비교하기 위해 $\Delta t_{8/5}$ 를 200초(case S1)로 느리게 설정한 CG HAZ는 주로 베이나이트 조직을 가지고 Hv 450 정도의 경도를 가지고 초기 오스테나이트 결정립 크기는 400~1000 μ m 정도를 나타내었다 즉 느린 냉각속도에서는 결정립이 성장하였고 상대적으로 경도가 하향되는 것을 파악하였다

Fig. 4는 case F1에 대해서 CCT diagram을 작성한 것이다 그림에서 보는 바와 같이 실험조건 모두 변태개시는 600 $^{\circ}$ C 부근에서 시작되었고, 빠른 냉각속도

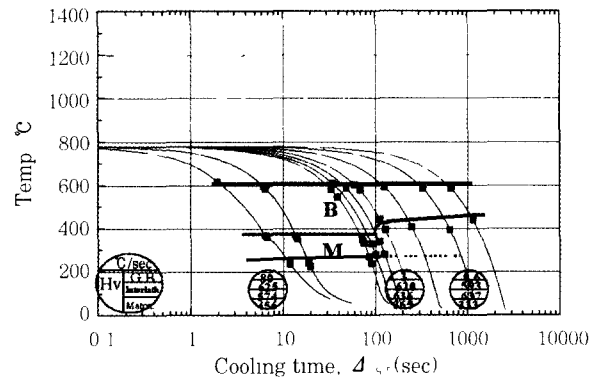


Fig. 4 CCT diagram for ICCG HAZ(case F1)
 $\Delta t_{8/5}$ (sec) 4,20,50,60,75,100,300,500, 1000 sec

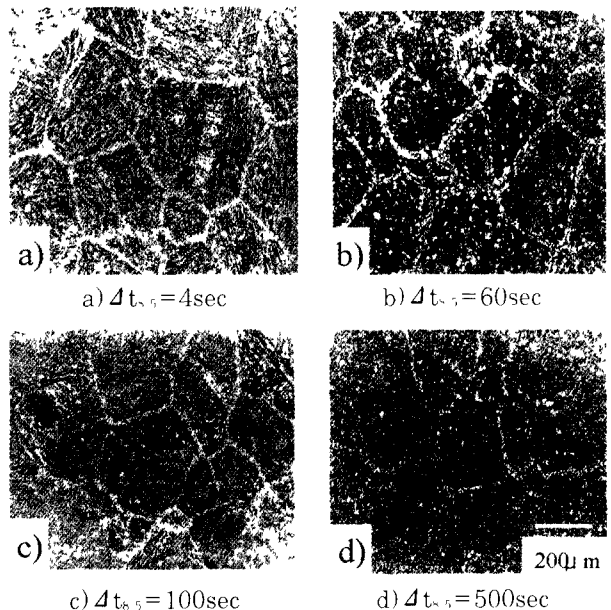


Fig. 5 Optical microstructures of the ICCG HAZ(case F1)

에서는 변태개시와 종료사이 변태점이 하나 더 있어 혼합조직임을 알 수 있다 초기 변태는 최고 도달 온도가 높지 않기 때문에 마르텐사이트 변태를 위한 구동력이 작고 따라서 고온에서 변태가 용이한 베이나이트 변태로 시작하여 이후 급격한 마르텐사이트 변태를 한다 F1 조건의 1st pass는 CG HAZ 조건과 동일하므로 이미 앞에서 설명한 대로 결정립이 매우 큰 마르텐사이트였으며, Fig 5는 2nd pass에 의해 결정립이 매우 큰 마르텐사이트의 결정립계와 lath-interface에 2nd phase가 형성된 것을 보여주고 있다 Fig. 6에서 보듯이 2nd pass에서는 최고 도달 온도가 780°C로 intercritical 영역에 해당하므로 오스테나이트가 초기 오스테나이트 결정립계와 마르텐사이트 래스 경계에서 형성된 후 최고 도달 온도를 지나 냉각되면서 2nd phase로 변태하며, 냉각속도가 빠를 경우 어느 정도의 베이나이트와 새로운 마르텐사이트로, 느린 경우에는 베이나이트가 주요 상으로 존재하고 마르텐사이트 및 소량의 잔류 오스테나이트로 구성된다 기지 조직은 1st pass시 형성된 래스 마르텐사이트가 2nd pass에 의해 템퍼링된 것으로 판단되고 결정립계의 2nd phase는 15~20 μ m의 폭으로 형성되어 있으며 래스 경계의 2nd phase는 10~20 μ m의 크기를 가졌다

경도는 Fig 4의 하단에 표기하였으며 결정립계 2nd phase의 경도 값은 냉각속도가 빠른 경우 Hv 600을 초과하며 냉각속도가 느려질수록 베이나이트와 같은 상대적으로 고온 변태상이 출현하면서 상당한

data scattering을 보여 주지만 반대로 탄소확산에 의한 high carbon region이 형성되면서 경도 값은 유사하거나 높아진다 이 현상은 래스 경계의 2nd phase에서도 유사하며, 기지 조직은 템퍼링 효과에 의해 경도 저하 현상을 보인다. 전체 시험조건 모두에서 경도는 결정립계의 2nd phase와 래스 경계의 2nd phase가 높게 나타나고, 기지 조직은 낮게 분포됨을 보이고 있다.

ICCG HAZ에 대한 CCT diagram은 최고 도달 온도가 높지 않기 때문에 high angle boundary 같이 일부분만 변태된 지역이 나타나는 특징이 있고 따라서 2nd phase가 형성될 수 있는 영역은 결정립계와 래스 경계 등에 한정되어 있다. 본 연구에서는 intercritical 영역을 경험한 미세조직을 분석하기 위해 case F1의 CCT diagram만 작성하였지만 T_{p2} 가 intercritical 영역에 해당되는 다른 조건(case F2, S1)에서도 이러한 2nd phase가 역시 관찰되었고, F1과 유사한 상변태가 존재함을 추론할 수 있다

3.3.2 잔류 오스테나이트 및 M-A Constituents의 형성

새로 형성된 오스테나이트 island에는 탄소 함량이 증가되는데, 확산 속도가 느린 치환형 원소보다는, 확산속도가 빠른 탄소가 주로 증대되기 때문이다. 목결이 형태로 초기 오스테나이트 결정립계에 형성된 오스테나이트 island는 냉각시 마르텐사이트 또는 미변태 오스테나이트 등으로 구성되는데 문헌⁸⁻¹⁰⁾에 의하면 이런 변태상을 M-A Constituents라고 하며 빠른 냉각에도 불구하고 2차 열 사이클동안 오스테나이트가 잔류하여 작은 오스테나이트 island (직경 < 1 μ m)를 형성한다고 보고하고 있다

Fig 7은 잔류오스테나이트의 존재를 확인하기 위한 TEM 관찰 결과이다. 그림에 보이는 것은 결정립계에 형성된 2nd phase로써 B 부분은 selected area diffraction pattern (SADP)에서 보는 바와 같이 BCC 구조(c)를 가진 베이나이트가 관찰되었고 A 부분에서는 FCC 구조(b)를 가진 잔류 오스테나이트를 관찰 할 수 있었다. (d)는 A 부분의 dark field image로써 밝은 부분이 잔류 오스테나이트를 가리키고 있다. 또한 X-ray Diffraction을 이용해서도 FCC의 peak를 확인했다⁹⁾ 그러나 FCC의 peak는 주요 peak에 비하여 상대적 강도가 작아서 잔류 오스테나이트는 소량임을 판단할 수 있다

본 연구에서는 XRD와 TEM 분석을 통해서 SA508-cl 3 강 of ICCG HAZ에 잔류 오스테나이트

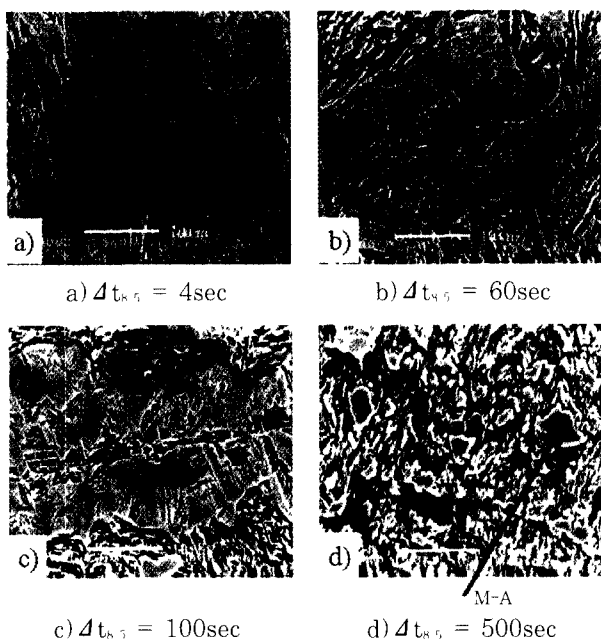


Fig. 6 Scanning electron micrographs of the grain boundary 2nd phase in the ICCG HAZ(case F1)

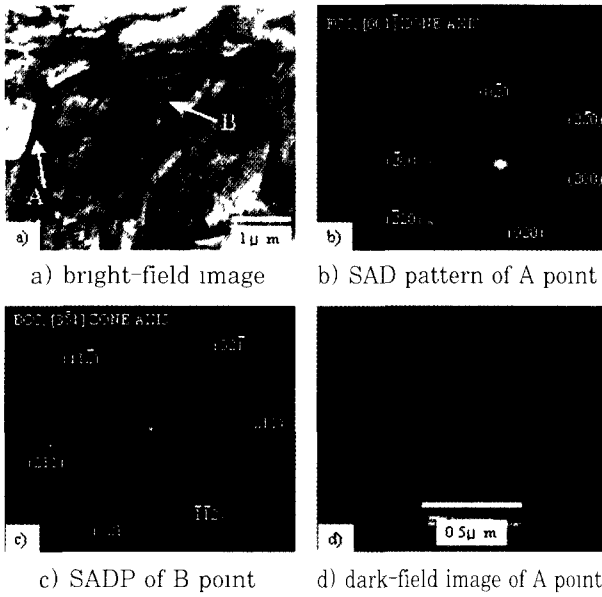


Fig. 7 Transmissin electron micrographs of the grain boundary 2nd phase in the ICCG HAZ

가 존재한다는 것을 확인했다. 그러나 잔류 오스테나이트의 존재 자체가 인성에 악 영향을 주는 것은 아니다 저탄소강의 경우에 래스와 래스 사이에 매우 작은 잔류 오스테나이트가 존재할 수 있으며, 이 잔류 오스테나이트로 인해서 템퍼링과는 관계없이 인성이 향상되는 경우도 있다고 알려져 있다 따라서 본 연구에서 주목하고자 하는 점은 잔류 오스테나이트의 존재나량이 아니라 잔류 오스테나이트의 존재가 고탄소 함량을 가지는 마르텐사이트 및/혹은 M-A Constituents를 형성한다는 것에 있다 ICCG HAZ의 경우는 intercritical region으로 재 가열 될 때 초기 오스테나이트 결정립계와 래스 경계에서 목걸이 형태와 isolated island 형태로 오스테나이트가 생성되는데 이러한 2nd phase는 냉각되는 동안에 변태하여 2중 변태에 의한 베이나이트와 M-A Constituents로 구성된다 M-A Constituents의 형성은 마르텐사이트 변태시 이미 변태된 마르텐사이트가 Fig. 8.a)처럼 미 변태 오스테나이트의 volume 팽창을 방해하기 때문이다 Fig 8.b)에서 2nd phase의 가장자리 부분에 매끄러운 회색 부분이 M-A Constituents이고 가운데가 베이나이트이다 TEM 분석시 잔류 오스테나이트는 가장자리의 매끄러운 부분에서 검출되었다 변태시 잔류 오스테나이트가 존재한다는 것은 이미 그 주변이 고탄소 마르텐사이트로 변태했다는 것을 의미하고 이것은 다음에 보여줄 경도를 측정한 결과와 일치하고 있다 즉, 2nd phase와 기지 조직은 매우 큰 경

도 차이를 보이고 있으며 파괴는 hard한 2nd phase와 상대적으로 soft한 기지 조직의 interface에서 시작된다고 추론할 수 있다 따라서 M-A Constituents의 량, 경도, 분포, 크기 등은 본 연구에서 인성을 평가하는데 매우 중요한 인자이다

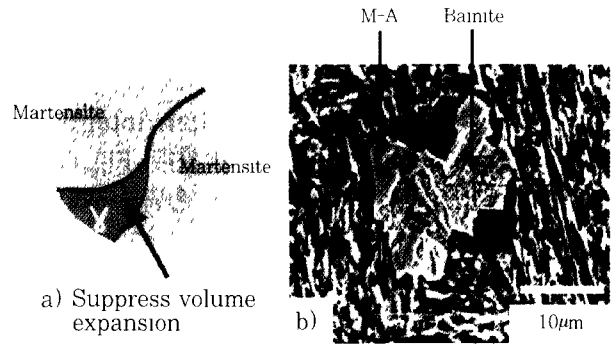


Fig. 8 Formation of M-A Constituents

3.4 인성에 영향을 미치는 M-A Constituents의 거동

3.4.1 M-A Constituents의 량

M-A Constituents는 고탄소 마르텐사이트가 주상이고 잔류 오스테나이트가 부상으로서 서로 인접하고 있는 구성체로 정의 할 수 있다 phase가 아니므로 광학현미경이나 SEM을 통해서서는 분별이 어렵고 M-A Constituents의 양을 정량 분석하는데는 어려움이 따른다. 이와 같은 요인에 의해서 베이나이트가 포함되지 않은 엄밀한 의미의 M-A Constituents 량을 분석하기는 곤란하였고 광학현미경과 SEM에서도 관찰이 가능한 2nd phase (베이나이트 + 마르텐사이트 + 잔류 오스테나이트)를 광의의 M-A Constituents라고 정의해야 할 필요가 있다

Case F2, F3, 그리고 S1에 대한 CCT diagram을 작성하지는 않았지만 CG HAZ CCT와 case F1의 ICCG HAZ를 고려해 보면 F2, F3, S1의 미세조직도 쉽게 예상할 수 있다 실제 분석된 미세조직(Fig 5,6)을 종합하여 Fig 9에 표현하였다 Fig. 9에서 보듯이 CGHAZ는 초기 오스테나이트 결정립 크기 200~400μm의 래스 마르텐사이트(L M)와 또한 초기 오스테나이트 결정립 크기가 400~1000μm인 베이나이트(B)의 두 종류가 재현되었다. 이러한 두 종류의 CGHAZ를 F1, F2, F3, 그리고 S1으로 재현하였다 Table 2에서 보는 바와 같이 F1, F2, 그리고 F3는 2nd 열 사이클의 최고 도달 온도만 다르고, F1과 S1은 $\Delta t_{8/5}(1)$ 을 달리한 것이다 F1, F2, 그리고 F3의 기지 조직은 래스 마르텐사이트가 템퍼링된 템

퍼드 래스 마르텐사이트(T L M)였고, S1은 베이나이트가 템퍼링된 템퍼드 베이나이트 였다(T B) F1, F2와 S1에서는 intercritically reheated zone까지 재 가열된 경우이므로 결정립계와 래스 경계에서 오스테나이트가 생성되었다가 냉각되면서 형성된 2nd phase가 보인다 여기서 형성된 2nd phase는 앞에서 이미 설명했듯이 베이나이트, M-A Constituents의 혼합상이었다 F3는 A1 온도를 초과하지 않았기 때문에 2nd phase의 형성은 나타나지 않았다

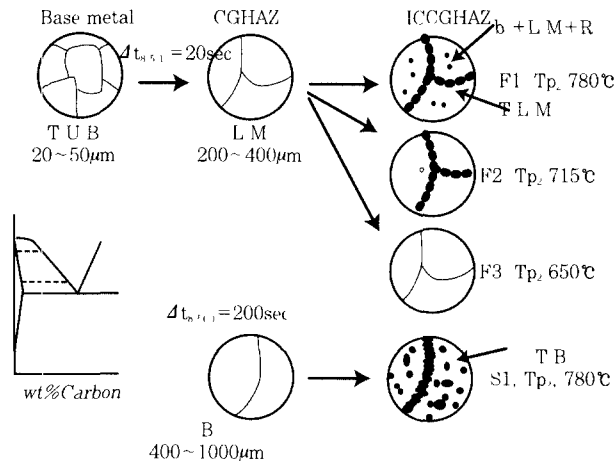


Fig. 9 Schematic configuration of micrographs for each thermal conditions, F1, F2, F3 and S1

2nd phase의 양은 동일한 $\Delta t_{8/5(2)}$ 에서 Tp2가 높을수록 많았으나 동일한 Tp2에서는 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 증가하면서 약간 증가하는 경향을 보여주다가 임계 냉각시간(약 $\Delta t_{8/5(2)} = 20$ 초) 이후에는 냉각시간이 길어지면서 감소되는 것을 보이고(Fig. 10 참조) 있으며 이것은 앞에서 설명한 바와 같이 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 길어지면서 베이나이트 같은 고온 변태 생성물이 증가하여 기지 조직의 조직적 구분이 잘 나타나지 않기 때문인 것으로 보인다 또한 2nd phase의 양은 조건들 중에서 Tp2가 가장 높고 $\Delta t_{8/5(1)}$ 이 느린 경우(case S1)에 더욱 많음을 볼 수 있다 이론적으로 2nd phase의 형성은 마지막 열 사이클에 의존하기 때문에 F1과 S1의 경우에 같은 양이 형성되어야 할 것이다 이 과정은 intercritical zone으로 가열될 때 최고 도달 온도가 같다면 결정립 크기에 관계없이 초기에 생성되는 오스테나이트의 양은 같아야 한다. 그러나 양측의 초기 미세조직이 다르기 때문에 case S1의 2nd phase가 많을 수밖에 없다 오스테나이트가 생성될 때 높은 에너지를 가지는 결정립계에 먼저 생성되고 결정립계의 핵생성 자리가 과포화 되면 이어서 래스

경계에서 오스테나이트가 핵생성하고 성장한다 따라서 결정립 크기가 매우 큰 S1의 경우에 F1에 비해 오스테나이트의 핵생성 자리가 적기 때문에 새로 형성되는 오스테나이트의 크기가 조대 해진다 즉, S1의 경우는 2nd phase의 크기가 크므로 변태시 오스테나이트가 기지 조직으로 decompose 될 때 오스테나이트와 기지 조직의 interface 면적이 F1 경우 보다 작기 때문에 decompose 되는 양이 작아서 상대적으로 많은 2nd phase(이하 M-A Constituents)가 나타나는 것으로 판단된다 또한 여기서 S1의 초기 오스테나이트 결정립 크기가 F1 보다 큰 것도 인성저하의 원인이라고 볼 수 있다. M-A Constituents의 양은 Fig 10에서 보는 바와 같이 S1 > F1 > F2 > F3 순이다. 이것은 또한 Fig 3과 비교하여 볼 때 인성이 좋지 않은 순서이기도 하며 M-A Constituents의 양이 많을수록 인성이 저하됨을 알 수 있다

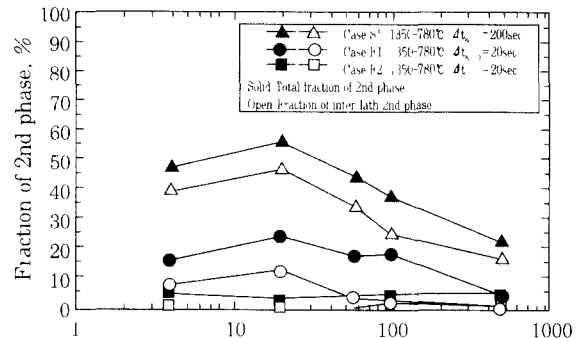


Fig. 10 Effect of 2nd cooling time and Tp2 on the fraction of M-A constituents(2nd phase)

3 4 2 M-A Constituents의 경도

경도는 Fig 11에서 보는 것처럼 M-A Constituents의 경도가 기지 조직에 비해 현저히 높게 관찰되었다 M-A Constituents의 경우 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 증가하면서 경도의 저하는 없고 약간 증가하는 양상을 보여서 carbon 확산 및 집중을 의미하며, 반대로 기지 조직의 경도는 템퍼링 효과에 의해서 약간씩 감소함을 보이고 기지 조직 softening의 결과를 의미한다 즉 $\Delta t_{8/5(2)}$ 가 증가하면서 M-A Constituents와 기지 조직의 경도 차이는 더욱 증가함을 알 수 있다 M-A Constituents가 형성되지 않는 F3 조건은 가장 양호한 인성을 보였으며 경도는 $\Delta t_{8/5(2)}$ 에 크게 영향받지 않았다 새로 형성된 M-A Constituents와 기지 조직의 경도 차가 증가할수록 인성 값이 저하하였다고 판단할 수 있다

또한 주요 파괴 모드는 cleavage이었지만 결정립계에서 다른 결정립이 분리되어 떨어진 것을 볼 수 있었

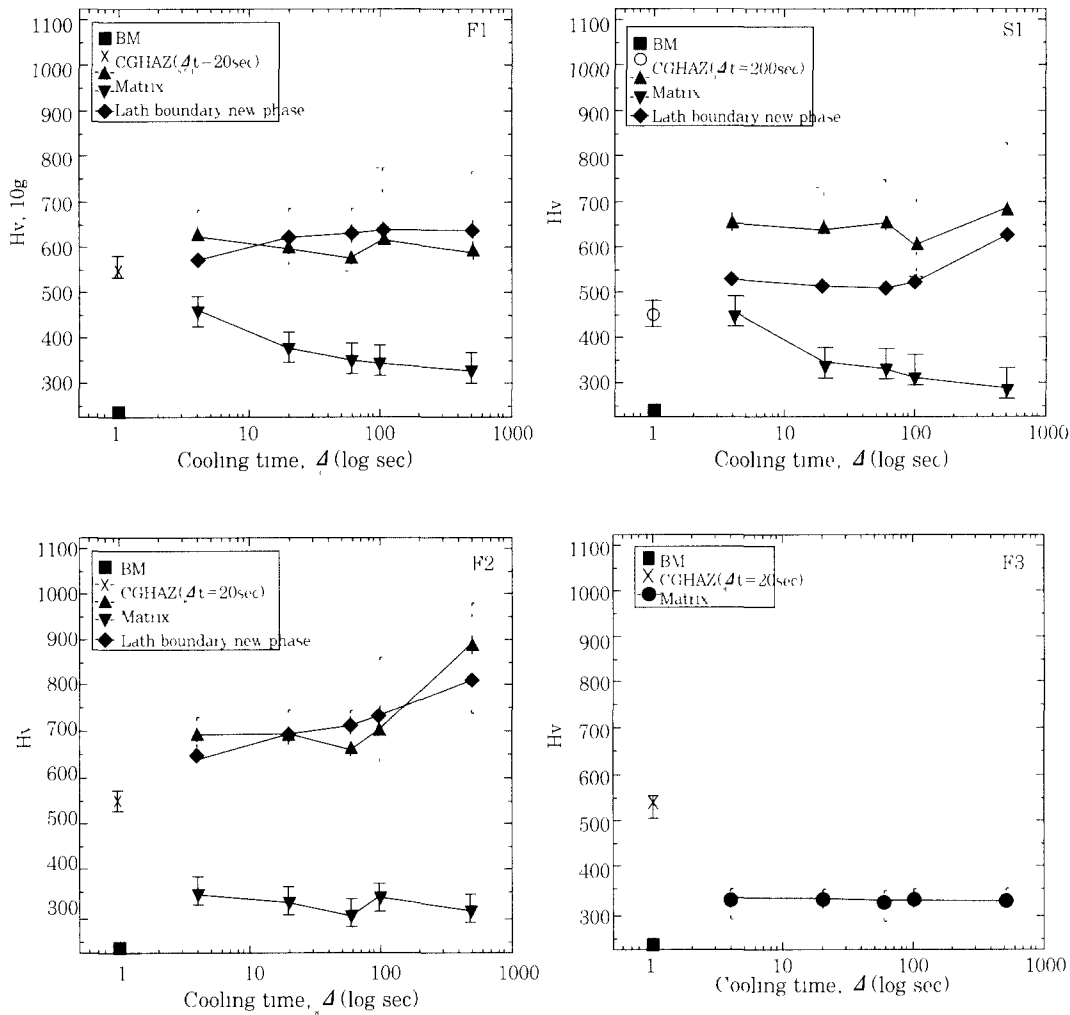


Fig. 11 Effect of 2nd cooling time and T_{p2} on the Vickers hardness of matrix and M-A Constituents(2nd phase)

으며 이것은 지금까지 언급한 잔류 오스테나이트와 마르텐사이트의 복합 구조 (M-A Constituents) 때문이다. 즉, 경도가 매우 큰 M-A Constituents가 결정립계 상에 위치하고 상대적으로 경도가 낮은 기지 조직의 경계에서 외부 충격 시에 쉽게 분리가 일어날 수 있는 분위기가 형성되어 ICCG HAZ의 인성을 저하시키기 때문이다^{11, 13)}

3.4.3 M-A Constituents의 탄소함량

결정립계 M-A Constituents의 경도를 측정하여 다음 식에 대입하면 탄소의 농도를 계산할 수 있다

$$C\% = (H_{MA} - 15) / 575 \quad (1)$$

이 계산식은 Matsuda 등¹⁴⁾에 의해 제안된 식이고 H_{M-A} 는 M-A의 경도를 의미하며 Vickers 경도기로 M-A Constituents의 경도를 측정된 결과를 이용하여 계산하였고 조건별 탄소함량을 Fig. 12에 나타냈

다 소재로 사용된 SA508-cl 3강의 평균 탄소량 0.2wt%를 고려한다면 결과 값은 M-A Constituents가 상당히 탄소 함량이 높은 것을 알 수 있게 해준다 또한 마지막 최고 도달 온도가 715℃인 case F2의 탄소 농도가 F1이나 S1 보다 높은 것은 Fe-C 평형상태도에서 알 수 있듯이 intercritical

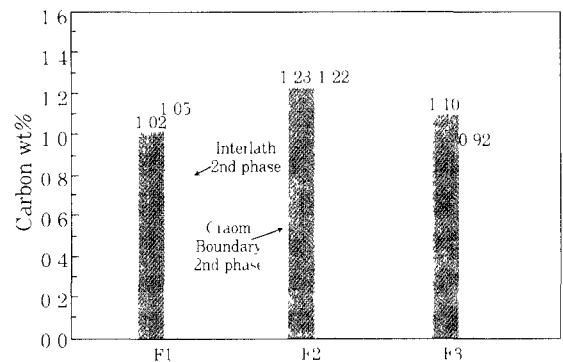


Fig. 12 Carbon wt% of M-A Constituents with thermal conditions

region 내에서는 높은 온도 보다 낮은 온도에서 새로 생기는 오스테나이트의 탄소 함량이 높다는 것을 보여 주고 있다

3.4.4 M-A Constituents의 크기와 분포

M-A Constituents의 크기가 크거나 island 형태의 M-A Constituents가 결정립 내부에 상당수 분포한다면 이들이 인성에 악영향을 끼친다고 고려할 수도 있다. 왜냐하면 M-A Constituents의 크기가 크거나 density가 높을 경우 응력에 기인하는 파괴의 시작과 전파가 보다 용이할 수 있기 때문이다. 그러나 Fig. 13과 14에서 보는 것처럼 인성이 매우 나쁜 F1과 S1의 경우에 M-A Constituents의 경향은 상이하였고 이들간에 어떤 상관관계는 없는 것으로 판단되었다. S1의 경우에 냉각시간의 증가에 따라 density는 증가 (Fig. 13)하나 크기는 감소(Fig. 14)하였고, F1의 경우 반대로 density가 감소(Fig. 13)하고 크기가 다소 증가(Fig. 14)하였다. 이렇게 F1과 S1 사이에 상이한 결과가 발생한 것은 초기 오스테나이트 결정립 크기의 대/소에 관련된 사항이며 결정립이 상대적으로 작은 F1은 가열시 결정립계에 오스테나이트의 핵생성

자리가 많지만 S1은 핵생성 자리가 많지 않아 결정립계가 포화되면 래스 경계에서 핵생성 되고, 따라서 결정립내의 density가 증가하게 되는 것이다. 그러나 S1과 F1의 인성 추이는 단조 감소하고 있으므로 M-A Constituents의 density와 크기의 영향은 매우 적거나 무관하다는 것을 의미하고 있다

4. 고 찰

SA508-cl.3 강 of the 복합 sub-HAZ에서 LBZ은 ICCG HAZ였다. ICCG HAZ는 CG HAZ를 γ/α 2상 영역으로 재가열시 형성되며 CG HAZ는 조대한 래스 마르텐사이트로 구성되고 ICCG HAZ에서 새로 형성되는 오스테나이트는 초기 오스테나이트 결정립계 사이와 또 어느 정도는 마르텐사이트 래스 경계에서 핵생성하고 성장하는 것으로 확인되었다. 생성된 오스테나이트는 냉각되면서 베이나이트와 마르텐사이트로 변태하며 마르텐사이트는 오스테나이트가 잔류하는 복합적인 구성체를 갖게 되고 이 결과는 XRD와 TEM 관찰로 확인되었다. 고탄소 마르텐사이트 변태시 마르텐사이트는 shear transformation에 의하기 때문에 이웃하고 있는 두 마르텐사이트의 사이에 미변태 오스테나이트가 있는 경우, 이미 shear transformation에 의해 volume 팽창이 일어난 두 마르텐사이트가 미변태 오스테나이트의 volume 팽창(즉, 마르텐사이트 변태)을 방해하여 shear transformation하지 못하고 오스테나이트로써 잔류하게 되는 것이다.

ICCG HAZ의 인성은 최고 온도가 높을수록 저하하였는데 이것은 최고 온도가 증가하면서 M-A Constituents 량이 증가하기 때문이다. 그러나 Fig. 10에서 보는 것처럼 최고 온도가 동일한 경우에는 M-A Constituents의 량은 냉각시간이 길어지면서 증가하다가 최대량을 갖고 이후 냉각시간이 더 길어지면서 감소하는 경향을 나타내고 있다. 또한 동일한 최고 온도에서의 인성 값은 Fig. 3에서 보듯이 냉각시간이 길어지면서 계속 저하하는데 이것은 M-A Constituents 량만으로는 설명이 곤란하고 새로 형성된 M-A Constituents와 기지 조직의 경도 차가 증가(기지 조직의 softening)하는 것으로 설명할 수 있다. 즉, 결정립계와 마르텐사이트 래스 경계에 위치한 M-A Constituents는 경도가 매우 높으며 상대적으로 경도가 낮은 기지 조직과의 경계에서 파괴가 쉽게 일어날 수 있는 분위기가 형성되어 인성이 저하하는 것으로 사료된다

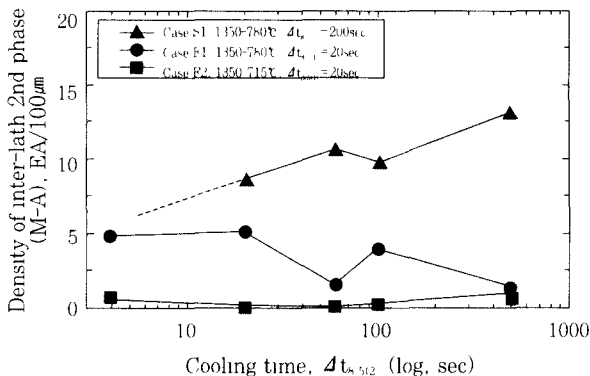


Fig. 13 Effect of 2nd cooling time and T_{p2} on the density of inter-lath M-A constituents

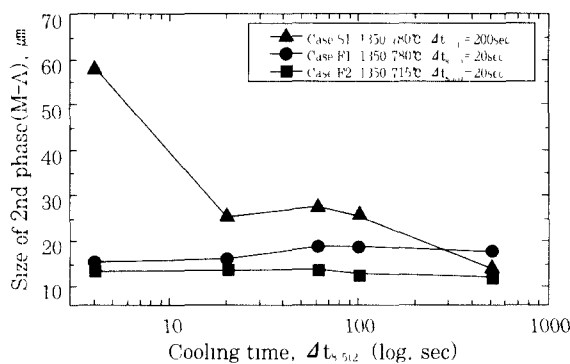


Fig. 14 Effect of 2nd cooling time and T_{p2} on the size of M-A constituents

5. 결 론

고찰의 내용을 종합하여 Fig 15에 표시하였다 원자로 압력용기강으로 사용되는 SA508-cl.3 강의 용접후열처리 이전 상태의 ICCG HAZ는 마지막 pass의 최고 도달 온도(Tp2)가 높을수록 M-A Constituents의 량이 증가되고 인성은 저하한다 한편, 최고 도달 온도가 동일한 경우에, 냉각시간($\Delta t_{8/5(2)}$)이 증가할수록 인성은 저하하는데, 냉각시간이 짧으면 M-A Constituents의 증가가 인성 저하의 지배적인 인자이고 냉각시간이 긴 경우에는 기지 조직의 softening과 M-A Constituents의 경도 증가에 의한 두 조직간의 경도 차 증가가 인성저하의 지배적 요인이라고 할 수 있다. 인성 저하에 대한 M-A Constituents의 density와 크기의 영향은 매우 적거나 무관하였다

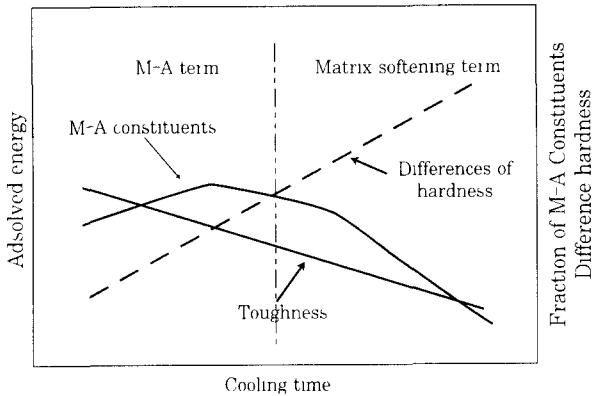


Fig. 15 Effect of 2nd cooling time and Tp₂ on the size of M-A Constituents

후 기

본 연구는 과학기술부의 원자력연구 개발 사업의 일환으로 수행되었으며(This project has been carried out under the Nuclear R&D Program by MOST.), 관계자 여러분께 감사드립니다.

참 고 문 헌

- 1 Stout R D and McGeady L J Metallurgical Factors in the Embrittlement of Welded Plate, Weld. J, Res. Suppl 26(11), 1981, 683~692
- 2 K Amano, J Kudo, N Itakura and Y Nakano Metallurgical and welding factors controlling Local Brittle Zone in weld HAZ,

- The 8th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Mar. 19~23, 1989
3. T Toyooka and K Terao On the Effects of Post Weld Heat Treatment, Welding Research Supplement, June, 1973, 247~254
- 4 J H. Kim and E. P Yoon Notch Toughness and Microstructural Alterations in the Unit Heat-Affected Zone of SA508-cl 3 Reactor Pressure Vessel Steel, J Kor Inst Met & Mater, Vol 36, No. 8, 1998, 1328~1337
5. D F. Watt, et al An algorithm for modeling microstructural development in weld heat affected zones, Acta Metall, 36(11), 1988, 3029
- 6 K S Kweon, J H Kim, J. H Hong, and C H Lee A study on the local brittle zone in HAZ of SA508-cl 3 steel, Preprints of the National Meeting of Spring 1998, The Korean Welding Society, 1998, 133~137
- 7 D A. Porter, K E Eastering Phase transformations in metals and alloys, 1981, Van Nostrand Reinhold Co Ltd, 425
8. Okada H et al Study of behavior of M-A constituent and its effect on simulated HAZ in single-pass and multi-pass welding thermal cycles, QJ Jpn Weld Soc, 1994, 12(1), 12 6~131
- 9 Okada H et al Investigation of metallographic properties of M-A constituent, QJ Jpn Weld Soc, 1994, 12(2), 236~242
- 10 H Okada, K Ikeuchi, F Matsuda, I Hrivnak and Z Li Metallographic investigation of M-A constituent Deterioration and improvement of HAZ toughness in 780 and 980 MPa class HSLA steels welded with high heat inputs (2nd report), Welding international, 1994, 8(11), 886~892
11. J Y Koo and A Ozekin in Conf Proc, on Welding Metallurgy of Structural Steels,

- Denver, Co, J Y Koo, ed TMS-AIME, Warrendale, PA, 1987, 119~135
- 12 T Haze, S. Ahara, and H. Mabuchi in Proc. Int Symp. of Accelerated Cooling of Rolled Steel, G E Ruddle and A. F. Crawley, eds , Pergamon Press, Oxford, 1987, 235~247
- 13 M Koso, M. Miura, and Y. Ohmori · Met technol., 1981, 482~487
- 14 I Hrivnak, F Matsuda, Z Li, K. Ikeuchi and H. Okada · Investigation of metallography and behavior of M-A constituent in Weld HAZ of HSLA steels, Transaction of JWRI, Vol 21, No 2, 1992, 101~110