

## 3Cr-1Mo-V강의 재현 열영향부에서 최고가열온도가 수소침식감수성에 미치는 영향

김동진\* · 김병훈\* · 공병욱\* · 김정태\* · 권용형\*\* · 박화순\*\* · 강정윤\*\*\*

\*한국중공업(주) 기술연구원

\*\*부경대학교 재료공학과

\*\*\*부산대학교 금속공학과

### Effect of Peak Temperatures on Hydrogen Attack Susceptibility in Simulated Weld Heat Affected Zone of 3Cr-1Mo-V Steel

Dong-Jin Kim\*, Byung-Hoon Kim\*, Byeong-Ook Kong\*, Jeong-Tae Kim\*, Yong-Hyung Kwon\*\*  
Hwa-Soon Park\*\* and Chung-Yun Kang\*\*\*

\*Research & Development Center, Korea Heavy Industries & Construction Co. LTD., Changwon 641-792, Korea

\*\*Dept. of Materials Science and Engineering, Pukyong National University, Pusan 608-739, Korea

\*\*\*Dept. of Metallurgical Engineering, Pusan National University, Pusan 609-735, Korea

#### Abstract

The hydrogen attack characteristics of 3Cr-1Mo-V steel as simulated weld heat affected state were studied in this paper. The hydrogen attack susceptibility was evaluated by the ratios of Charpy impact absorbed energy at 0°C ( $vE_{0\text{ HA}}/vE_0$ ) and reduction of area by tensile test ( $RA_{\text{HA}}/RA$ ) before and after exposure to hydrogen at 600°C under 450kgf/cm<sup>2</sup> for 300hr.

The values of  $vE_{0\text{ HA}}/vE_0$  and  $RA_{\text{HA}}/RA$  were aggravated as the peak temperature of the simulated heat affected zone (HAZ) raised. These results were due to the increase of the possession of bubbles along the grain boundaries, which were resulted in the reduction of grain boundary area to be precipitated carbides due to grain coarsening and the carbon dissolved in the martensite-austenite constituent near by the prior austenite grain boundary. The possession ratio of methane bubbles formed along prior austenite grain boundaries were increased with raising the peak temperature.

(Received February 22, 2000)

Key Words : 3Cr-1Mo-V steel, Hydrogen attack, Simulated weld thermal cycle, Peak temperature, Heat affected zone, Methane bubble, Martensite-austenite constituent

#### 1. 서 론

화학설비용 압력용기는 플랜트의 효율향상을 위하여 점차 대형화되고 있으며, 운전조건도 더욱더 고온·고압화되는 추세이다. 압력용기는 극후 단강품의 용접구조물로 고온·고압 수소분위기에서 사용되므로 플랜트의 기동·정지시에 수소에 의한 취성파괴 가능성이 높다. 이는 정지시 실온까지 냉각되는 동안 운전중 흡

수된 과포화 수소에 의한 수소취성이나 강중에 확산침투한 수소가 고용탄소 또는 열역학적으로 불안정한 탄화물과 반응하여 표면탈탄을 유발하거나 메탄(methane) 기포를 형성하여 입계파괴를 유발시키는 수소침식이 발생한다<sup>1,2)</sup>. 수소침식이 발생하면 강의 강도와 연성을 현저하게 저하시켜 입계파괴와 같은 취성파괴가 발생한다. 고온·고압 수소분위기에서 운전되는 석유정제, 암모니아 합성 등 화학 플랜트에서 수소에 의한 취성파괴 및 손상 사례가 다수 보고<sup>3-7)</sup>되고 있

으며, 플랜트에서의 수소침식에 의한 사고는 모재보다 용접부에서 빈번하게 발생한다고 보고<sup>8)</sup>되고 있다. 특히 용접 열영향부의 조대한 결정립 구역에서 수소침식이 심하고, 용접후열처리에 의하여 수소침식에 대한 감수성이 개선<sup>9)</sup>되는 것으로 알려져 있다. 따라서 용접 열영향부에서의 수소침식특성 파악은 압력용기의 건전성 및 수명예측 등에 매우 중요한 자료를 제공하게 될 것으로 평가된다.

그러나 실용접부에서의 열영향부 구역은 좁고, 특히 다층 용접의 경우 미세조직, 탄화물 등 야금학적 현상이 복잡한 구역이 미세하게 생성되므로 열영향부의 특정구역에 대한 수소침식감수성을 상세히 검토하기 어렵다. 2¼Cr-1Mo 강에 있어서 재현 열사이클방법으로 열영향부를 재현하여 수소침식 감수성을 조사한 보고<sup>10,11)</sup>는 있으나, 다양한 크기의 결정립이 생성되는 열영향부에 대한 수소침식특성에 대한 검토는 충분하지 않다. 3Cr-1Mo-V 강에 대하여 결정립 크기와 석출탄화물 등에 영향을 미치는 용접 재현 열사이클의 최고 가열온도와 냉각시간에 따른 수소침식감수성에 대한 연구는 미흡한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 3Cr-1Mo-V 강의 열영향부에서 미세한 결정립 구역과 조대한 결정립 구역을 재현 열사이클 방법으로 모사하여 수소폭로 후에 결정립계에 생성되는 메탄 기포, 미세조직이 충격성질 및 인장성질 변화 거동에 미치는 특성을 고찰하고자 하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에 사용한 시료의 화학조성은 표 1에 나타낸다. 모재인 3Cr-1Mo-V강은 저합금 내열강으로, 전기로에서 산화정련을 하고, ASEA-SKF 로에서 환원정련한 후, 진공유적탈가스(vacuum stream degassing, VSD)법으로 제조한 107ton 강괴를 두께 270mm의 단판으로 제조하여 채취하였다. 열처리 는 1000~1050℃에서 불림하고, 910~950℃에서 담금질하였으며, 675~710℃에서 뜨임열처리를 하였다. 소재의 인장강도는 단판의 ¼T 위치에서 75.0kgf/mm<sup>2</sup> 이었고, 단판을 용접한 후 실시하는 후 열처리에 상응하는 690℃에서 24h 열처리 후의 인장강도는 64.2kgf/mm<sup>2</sup> 이었다.

용접 재현 열사이클(이하 재현 열사이클이라 함)시

험은 고주파 유도가열과 직접 통전가열이 가능하고, 열사이클 중에 응력/변위 제어가 가능한 고온변형 시험장치인 Thermicmaster model을 이용하였으며, 4 turn의 유도가열 코일을 사용하였다.

그림 1은 적용한 재현 열사이클 곡선을 나타낸 것이다. 실용접에서 얻어지는 다양한 열영향부를 재현하기 위해 최고 가열온도(peak temperature, 이하 T<sub>p</sub> 라고 함)를 1400 ~ 1100℃ 범위에서 변화시켰다. 이때 T<sub>r</sub>까지 승온시간을 6초로 일정하게 가열하고, 3초 동안 유지한 후, 800~500℃ 사이의 냉각시간을 30, 60 및 80초(이하 각각 Δt<sub>30</sub>, Δt<sub>60</sub>, Δt<sub>80</sub> 라고 함)의 3단계로 변화시켰다. 온도는 시험편의 중앙부에 Pt/Pt-13%Rh 열전대를 부착하여 제어하였으며, 냉각은 액체 질소가스와 He 가스를 사용하여 냉각하였다. 여기서 Δt<sub>60</sub>의 열사이클은 두께 25mm인 시험 블록을 27kJ/cm의 입열량으로 탠덤 서브머지드 아크(tandem submerged arc) 용접하였을 때 열영향부에서 실제로 측정된 온도변화를 동일하게 재현시킨 것이다.

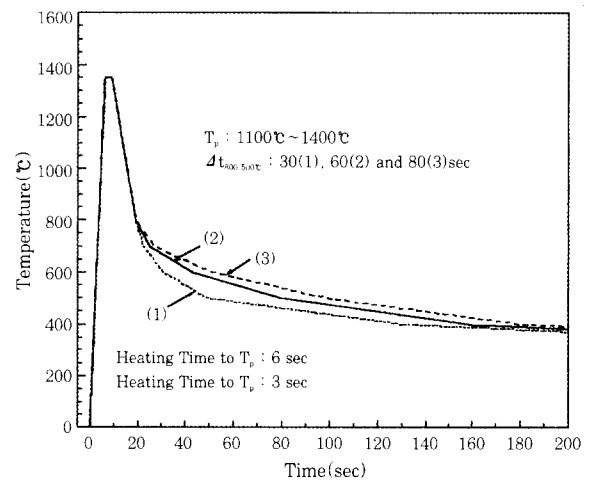


Fig. 1 Thermal cycles for the simulated HAZ.

수소침식용 시험편은 용접 재현한 상태로 사용하였다. 수소침식(hydrogen attack)은 외열식 오토클레이브(autoclave) 내에 시험편을 장입하고, 온도 600℃, 수소압력 450kgf/cm<sup>2</sup>에서 300시간 수소폭로(hydrogen exposure)한 후, 100℃/h의 냉각속도로 노냉하였다. 그리고 시편 내 잔존하는 확산성 수소를 제거하기 위하여 350~400℃에서 3시간 탈수소처리

Table 1 Chemical compositions of the steel used in this study(wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Ti	B
0.14	0.11	0.41	0.009	0.003	2.90	0.95	0.30	0.10	0.031	0.002

를 하였다.

수소침식에 의한 인장성질과 충격특성 변화를 조사하기 위하여, 곡률반경 20mm, 곡률 끝단부 직경이 6mm인 모래시계형의 인장시편과 2mm V-notch Charpy 충격시편을 사용하였다. 인장시편의 곡률 끝단부와 충격시편의 notch 중심부는 재현 열사이클 시험의 중앙부에 위치하도록 가공하였다. 충격시험은 본 강의 upper shelf-energy가 감소하는 0℃에서 실시하였다. 수소침식 감수성평가는 수소침식 후의 상온 인장강도, 단면수축률 변화와 0℃에서 Charpy 충격 흡수에너지 변화, 구 오스테나이트 결정립계에 생성된 기포 점유비 및 충격 파면상태를 조사하여 감수성을 평가하였다.

수소폭로 후 입계에 생성된 기포는 2% nital로 에칭하여 주사전자현미경(SEM, Philips XL 30)으로 관찰하였고, 수소침식 정도를 나타내는 단위 입계 길이당 기포의 점유율은 화상 분석기를 이용하여 측정하였다. 수소폭로 전·후의 미세조직은 투과전자현미경(TEM, Philips CM200)과 Auger 전자분석분광기(AES, PHI 670xi)으로 분석하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 최고 가열온도에 따른 파면 및 미세조직

용융경계부는 균열 발생, 인성 저하 및 내식성의 열화 등 용접부에 있어서 각종 문제가 발생할 뿐만 아니라, 수소침식 저항성도 현저히 저하할 것으로 예상된다. 용융경계부 부근의 부분 용융역, 즉 입계가 액화하는 열영향부 영역에서의 수소침식 현상을 검토하기 위하여, 우선 입계액화가 일어나는 최고 가열온도를 조사하여 보았다. 최고 가열온도는 입계액화가 일어날 것으로 예상되는 임의의 온도 1380℃와 1400℃를  $T_p$ 로 설정하고, 3초 동안 유지한 후 급속인장 변형하여 파단 양상과 파면으로부터 선정하였다. 그림 2의 (a)와 (b)는  $T_p$ 를 1380℃와 1400℃에서 인장시험한 시편의 형상을 나타낸 것이다. 1380℃에서 인장시험한

것은 단면수축율이 거의 100%에 가까운 고연성의 파단이 관찰되고, 1400℃에서는 단면수축이 거의 일어나지 않음을 알 수 있다. 그림 3은  $T_p$  1400℃에서 파단된 시편의 파단면을 나타낸 것이다. 사진에서 보는 바와 같이 입계파면이고, 이것은 입계액화에 의해 파단된 것으로 생각된다. 이상의 결과로부터 본 실험에서 사용한 소재의 입계액화 온도는 약 1400℃인 것으로 추정되므로, 이 온도를 용접시 용융경계부에 대응하는 재현 열사이클의 최고 가열온도로 선정하였다.

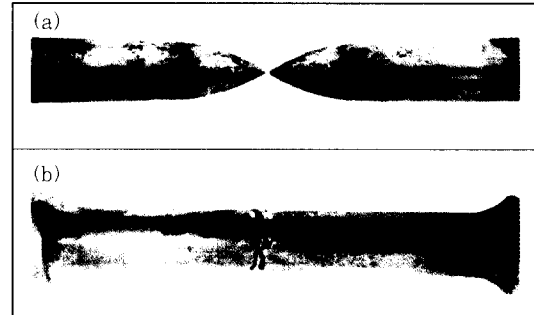


Fig. 2 Macrophotographs of hot tensile tested specimens (a) fractured at 1380℃ and (b) fractured at 1400℃



Fig. 3 SEM fractograph showing the trace of grain boundary liquation on intergranular facet fractured at 1400℃.

그림 4는 재현 열사이클의 최고 가열온도( $T_p$ )를 1100℃, 1350℃, 1400℃로 변화시키고, 냉각시간(4t)을 60초로 냉각한 경우의 미세조직을 나타낸 것



Fig. 4 The variation of microstructures with peak temperatures. (a) 1100℃, (b) 1350℃, (c) 1400℃

이다. 미세조직은 모두 마르텐사이트와 베이나이트의 혼합조직으로 이루어져 있음을 알 수 있다.  $T_p$ 에 따른 결정립 크기를 측정한 결과, 1100℃에서 17 $\mu$ m이고, 1350℃ 및 1400℃ 경우 각각 100 $\mu$ m, 117 $\mu$ m이었다. 이것으로부터  $T_p$ 가 높을수록 결정립이 조대화되는 것을 알 수 있다.

### 3.2 수소침식 감수성

그림 5는 재현 HAZ 시편을 수소압력 450kgf/cm<sup>2</sup>, 온도 600℃에서 300시간 동안 수소폭로한 경우, 수소폭로 전·후에 있어서, 인장성질에 미치는  $T_p$ 와  $\Delta t$ (800~500℃ 사이의 냉각시간)의 영향을 나타낸 것이다. 수소폭로 전의 인장강도와 단면수축률의 변화는  $T_p$ 와  $\Delta t$ 에 거의 무관한 것을 알 수 있다. 한편 수소폭로 후의 인장강도는 수소폭로 전보다 감소하고, 감소율은  $T_p$ 온도가 높을수록 크지만, 1350℃ 이상에서는 거의 차이가 없는 것을 알 수 있다. 한편, 단면수축률의 경우,  $T_p$  1100℃의 시편에서는 수소폭로 후에 오히려 단면수축률이 증가하지만,  $T_p$  1350℃ 이상의 시편에서는 단면수축이 거의 없는 것을 알 수 있다. 또한 인장성질에 미치는 냉각시간의 영향은 거의 없는 것을 알 수 있다. 특히  $T_p$  1350℃ 이상의 시편에서 단면수축이 거의 없는 것은 수소침식이 심하게 발생하였기 때문인 것으로 생각되고, 이에 대한 고찰은 후술한다. 따라서  $T_p$ 가 높은 열영향부에서는 수소침식 감수성이 아주 높다는 것을 의미하고 있다.

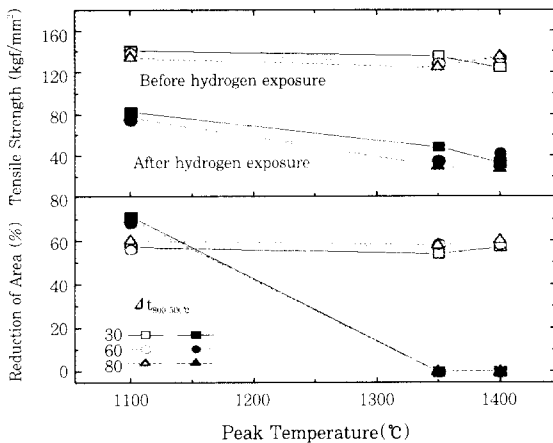


Fig. 5 The variation of tensile properties with peak temperatures of the simulated HAZ before and after the exposure to hydrogen at 600℃ for 300h under 450kgf/cm<sup>2</sup>.

그림 6은 재현 HAZ 시험편의 수소폭로 전·후의 0℃에서 충격흡수에너지( $vE_0$ )의 변화를 최고가열온도와 냉각시간에 대하여 정리한 것을 나타낸 것이다. 수

소폭로 전의 충격흡수에너지의 변화는 인장강도의 변화와 마찬가지로  $T_p$ 와  $\Delta t$ 에 거의 무관한 것을 알 수 있다. 반면에 수소폭로한  $T_p$  1100℃의 시편에서는 오히려 충격치가 증가하고,  $T_p$  1350℃ 이상의 시편에서는 거의 0kgf-m에 가까운 값을 나타내고 있다. 수소폭로 시험 전후 모두 주어진 냉각시간 범위에서는 냉각시간의 영향이 거의 없는 것을 알 수 있다.

냉각시간에 따른 충격에너지 변화가 거의 없었기 때문에 실제 용접과정에 발생하는 응고속도인  $\Delta t_{60}$  조건에 대해서만 각 최고가열온도에 따른 수소폭로시험 전·후의 충격특성 변화를 비교하여 보았다. 수소폭로에 의한 충격특성 변화를 정량화하기 위하여, 수소폭로 전의 흡수에너지( $vE_0$ )에 대한 수소폭로 후의 흡수 에너지( $vE_{0HA}$ )의 비인  $vE_{0HA}/vE_0$ 로 정량화 하여 보았다. 그림 7은 그 결과를 나타낸 것이다.  $T_p$  1100℃의

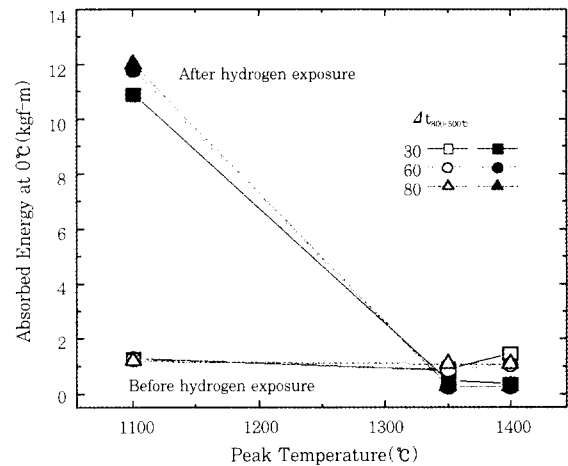


Fig. 6 The variation of impact absorbed energy at 0℃ with peak temperatures of the simulated HAZ before and after the exposure to hydrogen at 600℃ for 300h under 450kgf/cm<sup>2</sup>.

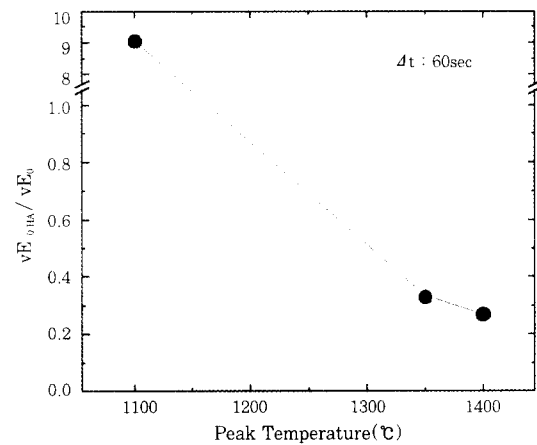


Fig. 7 The variation of the ratio of  $vE_{0HA}/vE_0$  with respect to the peak temperatures in the simulated HAZ after the exposure to hydrogen at 600℃ for 300h under 450kgf/cm<sup>2</sup>.

재현 HAZ 시험편의 충격인성은 수소폭로 후에는 오히려 증가하지만, 1350℃ 및 1400℃로 재현한 시험편의 충격인성은 수소폭로 후가 수소폭로 전에 비하여 현저히 감소한 것을 알 수 있다.  $T_P$ 가 1100℃일 때  $vE_{0HA}/vE_0$  값이 1.0 보다 큰 이유는 고온에서 진행되는 수소폭로 과정에서 일어난 뜨임처리 효과에 의한 것으로 판단된다. 그러나  $T_P$ 가 1350℃와 1400℃의 경우  $vE_{0HA}/vE_0$  값이 0.5 이하로 급격히 감소되는 것은 수소폭로에 의한 수소침식의 영향이 큰 것으로 판단된다.

### 3.3 수소폭로에 의한 기계적 성질의 저하 원인 고찰

그림 8은  $\Delta t_{60}$ 으로 재현한 HAZ 시험편을 수소폭로 전·후의 충격파면을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰한 것이다. 수소폭로 전의 파면은 최고가열온도에 무관하게 입내 파면을 나타내고 있지만, 수소폭로 시험편의 경우, 최고가열온도 1350℃와 1400℃인 파면에서는

뚜렷한 입계파면을 나타내고, 입계 표면 전반에 걸쳐 기포가 형성되어 있는 것을 볼 수 있고, 일부 결정립계에서 균열이 존재하고 있는 것을 볼 수 있다. 한편 1100℃의 파면은 입내 파면으로 구성되어 있고, 구형의 기포가 다수 존재함을 알 수 있다. 이상의 파면관찰 결과로부터, 수소폭로 후 시험에서 인장성질 및 충격특성의 저하는 기포 발생과 관련이 큰 것을 알 수 있다.

그래서 수소폭로 후, 최고가열온도에 따른 기포 발생 분포 및 결정립계의 기포 점유율을 검토하여 보았다. 그림 9는 수소폭로 후 시험편의 단면 SEM 사진을 나타낸 것이다. 최고가열온도 1100℃인 시험편은 기포가 결정립계를 따라 불연속적으로 발생되어 있는 반면, 1350℃와 1400℃인 시험편은 기포가 결정립계에 따라 연속적으로 생성되어 있음을 알 수 있다.

그림 10은 최고 가열온도에 따른 결정립 크기와 수소폭로 후 기포의 입계 점유율을 나타낸 것이다. 최고가열온도가 높을수록, 결정립은 조대화되고, 기포의 입계 점유율도 증가하는 경향이 있다. 즉 1400℃의 시험편에서는 결정립이 아주 조대하고, 기포의 점유율이

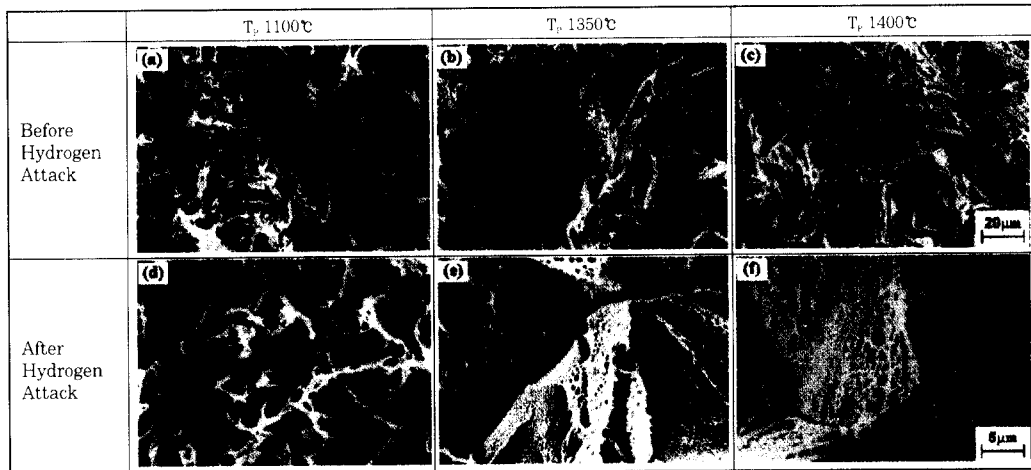


Fig. 8 Fracture surfaces of the impact test specimens with peak temperature of the simulated HAZ before and after the exposure to hydrogen at 600℃ for 300hr under 450kgf/cm<sup>2</sup>. (a) and (d) 1100℃, (b) and (e) 1350℃, (c) and (f) 1400℃ in  $T_P$



Fig. 9 SEM photographs showing bubbles on the grain boundaries of the simulated HAZ after the exposure to hydrogen at 600℃ for 300hr under 450kgf/cm<sup>2</sup> ( $\Delta t$  : 60sec). (a) 1100℃, (b) 1350℃, (c) 1400℃

약 70%로 대부분의 결정립계가 분리되어 있을 정도로 대단히 높지만, 1100℃의 시편은 결정립이 미세하고, 점유율이 3% 이하로 낮은 값을 나타내고 있다.

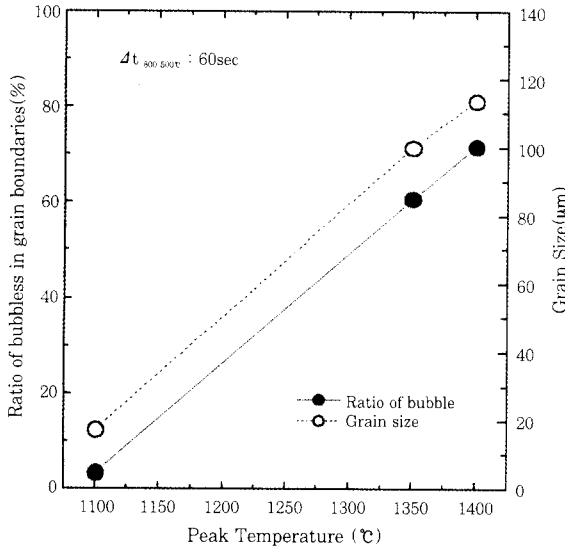


Fig. 10 Effect of peak temperature on the grain size and the ratio of bubbles in the grain boundaries of the simulated HAZ after the exposure to hydrogen at 600℃ for 300h under 450kgf/cm<sup>2</sup>.

이상의 결과로부터, 최고가열온도가 높은 1350℃와 1400℃의 경우, 수소폭로 시험 후 기계적 성질이 저하하는 원인은 결정립계에 기포가 많이 발생하고, 이 기포가 응집하여 균열로 존재하므로, 균열이 전파하는 데 필요한 에너지가 저하되기 때문인 것으로 생각된다.

한편, 최고가열온도 1100℃ 시편이 수소폭로 시험 후가 오히려 충격에너지가 높고, 단면수축율이 높은 이유는 다음과 같다. 충격인성과 수소폭로 과정에 결정립계에 생성된 기포의 점유비와의 관계에서 충격인성을 낮추는 입계값은 5% 이하인 것으로 보고<sup>12)</sup>되고 있다. 따라서 입계에 기포의 점유율이 3%로 아주 낮기 때문에, 입계의 열화 영향이 적어 입내에서 파단되고, 오히려 수소폭로 시험 과정 중 열이력으로 베이나이트조직이 템퍼링되기 때문에 연성 및 충격치가 증가하는 것으로 생각된다.

최고가열온도에 따라 기포 발생량이 차이가 생기는 것은 다음과 같은 이유일 것으로 생각된다. 최고가열온도에 따라서 결정립의 크기가 다르므로 결정립계의 표면적 차이가 있고, 결정립계의 구조가 다를 것으로 생각된다. 우선 최고가열온도에 따라 결정립계에 존재하는 상 종류, 분포 등의 차이를 TEM 조직으로 비교하여 보았다. 그림 11의 (a), (b)는 최고가열온도를 1100℃ 및 1350℃로 하여 얻은 재현 HAZ의 TEM 조직이다. 구오스테나이트 입계 및 lath 경계에서 화

살표로 표시한 바와 같이 M-A 조직(martensite-austenite constituent)이 관찰되고 있다. 이러한 조직은 용접부 인성저하의 지배적 요인으로 작용하는 것은 이미 잘 알려져 있으며<sup>13)</sup>, 본 실험에서는 Auger 전자분석분광기와 TEM을 이용하여 분석하였다. (c)는 이 부분을 TEM의 selected area diffraction pattern을 나타낸 것으로, z=( $\bar{1}12$ ) zone axis의 FCC 구조를 갖는 것으로 분석되었다. 그리고 (d)는 M-A 조직의 특징중 하나인 고농도 탄소<sup>14)</sup>를 확인하기 위해 탄소 농도 profile을 나타낸 것으로 M-A에서는 높은 탄소 peak가 나타남을 알 수 있다. 이러한 결과로부터 (a), (b)의 화살표로 나타낸 조직은 M-A 조직임을 확인하였다. M-A 조직은 결정립계와 lath 경계에 주로 생성된다<sup>13)</sup>고 보고하고 있다. 본 실험에서는 동일한 냉각속도를 적용하였고, 특히 수소폭로 후 파괴거동은 입계파괴를 나타내므로 주로 입계에 생성되는 M-A 조직의 효과만 검토하였다. 특히 조대한 결정립을 가지는 1350℃에서는 구오스테나이트 입계에 상대적으로 두껍고 연속적인 M-A 조직이 생성되어 있는 것을 확인할 수 있다. 고온·고압의 수소분위기하에서 이러한 M-A 조직은 일부 탄화물로 석출하지만<sup>15)</sup>, M-A 내부에 존재하는 고농도의 불안정한 탄소와 확산하여 온 수소가 (1)식과 같이 반응하여 메탄기포를 형성하게 된다.



그리고 결정립이 작은 1100℃ 시편보다 조대한 1350℃ 및 1400℃ 시편에서는 단위면적당 입계면적이 작기 때문에 상대적으로 단위 입계길이 당 생성되는 M-A 조직의 밀도가 높게 되므로, 형성되는 메탄기

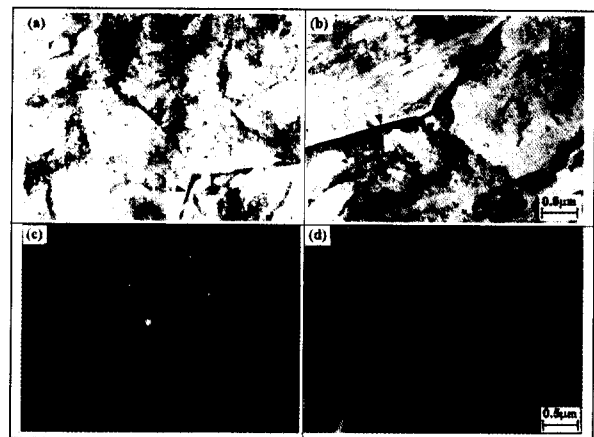


Fig. 11 TEM photographs with peak temperature of (a) 1100℃, (b) 1350℃ and (c) SADP, and (d) C profile with Auger electron spectroscopy of M-A constituent.

포의 양이 많고, 간격이 조밀하여 쉽게 합체되어 입계 균열로 성장하는 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

3Cr-1Mo-V강에 있어서 최고가열온도( $T_p$ )와 냉각 시간( $\Delta t$ )을 변화시킨 재현 HAZ재에 대하여 압력 450kgf/cm<sup>2</sup>, 온도 600℃의 수소폭로한 후의 인장 및 충격특성 변화를 조사하였다. 본 연구에서 얻어진 결과는 다음과 같다.

- 1)  $T_p$ 를 변화시킨 고온 인장시험에서  $T_p$ 가 1400℃ 이상에서는 단면수축이 거의 일어나지 않았으며, 이 온도는 본 강의 입계액화온도로 용접시 용융경계부의 온도에 대응하였다. 또한  $T_p$ 가 증가함에 따라 결정립은 조대화되었다.
- 2) 수소폭로후의 재현 HAZ 재의 인장 및 충격특성은  $T_p$ 가 증가함에 따라 급격히 감소하였으며,  $\Delta t$ 에 따른 변화는 거의 나타나지 않았다. 또한 수소침식 저항성은 수소폭로 전·후의 인장시험에 의한 단면적 감소 및 충격흡수에너지 비율을 도입하여 정량적으로 평가할 수 있었다.
- 3) 미세한 결정립이 얻어지는  $T_p$  1100℃는 입내 취성 벽개파면을 나타내었지만, 수소폭로 과정에서 일어나는 뜨임처리효과가 수소침식에 의한 메탄기포 생성 영향보다 크기 때문에 단면수축률과 충격흡수에너지는 오히려 증가하는 것으로 생각되었다.
- 4) 수소폭로전의 충격파면은  $T_p$ 에 관계없이 의벽개파면을 나타내었으나, 조대한 결정립이 얻어지는  $T_p$  1350℃ 및 1400℃의 재현 HAZ재에서는 결정립계에 생성된 고탄소의 M-A constituent가 수소폭로 과정에서 수소와 반응하여 메탄기포가 결정립계에 연속적으로 생성되어 결정립계가 분리된 뚜렷한 입계파면을 나타남에 따라 수소침식 저항성이 감소하였다.
- 5) 수소침식감수성이  $T_p$ 가 높을수록 증가하는 것은 결정립이 작은 1100℃ 보다 조대한 1350℃ 및 1400℃에서는 단위면적당 입계면적이 적어, 단위 입계 길이당 생성되는 M-A constituent의 분포가 높기 때문에 수소와의 반응에 메탄 기포의 간격이 조밀하고 쉽게 합체되어 입계균열로 성장하기 때문인 것으로 생각되었다.

#### 참 고 문 헌

1. 酒井, 梶 : 炭素鋼および低合金鋼の水素侵食における気泡の発生と成長, 鐵と鋼, 64-3(1978), 430~439
2. American Petroleum Institute : Steels for Hydrogen Service at Elevated Temperatures and Pressure in Petroleum Refineries and Petrochemical Plants, API Publication 941, 2nd Edition, June(1977)
3. G. Scorell and M. J. Humpheries : High Temperature Hydrogen Damage in Petroleum Refinery Equipment, Material Performance, August(1978), 33
4. 清水, 山形 : 高壓反應筒の機械的性質について, 日本製鋼所技報, 17(1964), 1882
5. 日本製鋼所 : メタノール變性反應筒事故調査報告書, 日本製鋼所室蘭製作所研究報告, 37-28 (1962)
6. 長谷川, 藤永 : 製油装置における鋼材の水素脆化, 鐵と鋼, 46(1960), 303
7. R. W. Manuel : Hydrogen Service Failures of Welds with Insufficient Alloy Content, Corrosion, 17(1961), 435
8. 日本材料學會 腐食防食部門委員會 : 高温高壓水素侵食事故例の収集と整理, (1980), 16
9. 千葉隆一, 大西敬三, 石井邦雄, 前田啓吉 : 1/2Mo鋼溶接部の水素アタック限界温度におよぼす溶接後熱處理の影響, 鐵と鋼, 73(1987), 175~182
10. 千葉 : 21/4Cr-1Mo 鋼の水素アタックにおよぼす炭素の影響, 鐵と鋼, 71-14(1985), 1639~1946
11. 石黒, 大西, 渡 : B 添加 Cr-Mo鋼の水素侵食性におよぼす Cr, V の影響, 鐵と鋼, 72-1 (1986), 70~77
12. 酒井 : 21/4Cr-1Mo および 3Cr-1Mo 鋼における水素侵食限界條件の推定, 鐵と鋼, 71(1985), 1017~1024
13. H. Okada et al : Metallographic investigation of M-A constituent deterioration and improvement of HAZ toughness in 780 and 980MPa class HSLA steels welded with high heat inputs, Welding International, 8-11(1994), 886~892
14. 平井 : 高張力鋼のM-A Constituentとじん性, 溶接學會誌, 50(1981), 37~46
15. V. Biss and R. L. Cryderman : Martensite and Retained Austenite in Hot-Rolled, Low-Carbon Bainitic Steels, Metall. Trans., Vol. 2(1971), 2267-2276.