

## Fe-Mn 합금계에서 格子結晶構造에 따른 水素脆性の 研究

千 熙 坤

助教授, 材料工學科  
蔚山工科大学

南 壽 祐

副教授, 材料工學科  
韓國科學技術院  
(1982. 6.30 접수)

### 〈要 約〉

Fe-Mn합금계에서 나타나는  $\alpha$ 相(BCC),  $\gamma$ 相(FCC) 및  $\epsilon$ 相(HCP)을 이용하여 格子結晶構造가 水素脆性에 미치는 영향을 조사하였다. 전기분해식으로 주입된 水素에 의하여  $\alpha$ 相(BCC)은 느린 引張速度下에서 延性이 급격히 감소되었으나,  $\gamma$ 相(FCC)과  $\epsilon$ 相(HCP)은 약간의 감소만을 보였다. 이는 脆性を 일으키는 臨界水素濃度에 도달하는데 따른 水素原子의 확산 속도가,  $\gamma$ 相과  $\epsilon$ 相에 비하여  $\alpha$ 相에서 10<sup>4</sup>배 정도 더 빠르다는 점과 외부 응력하에서 interstitial site에 있는 水素原子의 불안정성에 기인한 것으로 판단 된다.

## A Study on the Hydrogen Embrittlement with Crystal Structures in Fe-Mn alloys

Chun, Hui Gon

Assistant Professor, Dept. of Materials Science and Engineering, UIT

Nam, Soo Woo

Associate Professor, Dept. of Materials Science  
Korea Advanced Inst. of Science and Technology  
(Received June 30, 1982)

### 〈Abstract〉

Using the Fe-Mn alloys with three different crystal structures;  $\alpha$  phase (BCC),  $\gamma$  phase(FCC) and  $\epsilon$  phase(HCP), the effect of cathodically-charged hydrogen on the mechanical properties has been studied. The experimental results show that BCC ( $\alpha$ ) is susceptible to hydrogen embrittlement, while HCP ( $\epsilon$ ) and FCC ( $\gamma$ ) are relatively not. Diffusion of hydrogen atoms may be required to build up the critical concentration for the embrittlement. Hydrogen diffusion rates in FCC( $\gamma$ ) and HCP( $\epsilon$ ) are about four order of magnitude slower than that in BCC( $\alpha$ ). And the diffusible hydrogen atoms at the octahedral interstitial sites of FCC and HCP structures could be more stable to locate than at the tetrahedral interstitial sites of BCC structure.

Therefore, one may hypothesize that FCC( $\gamma$ ) and HCP( $\epsilon$ ) are relatively immune to hydrogen embrittlement due to their slow hydrogen diffusion rate and their stability at the interstitial sites.

### I. 緒 論

#### 1. 鐵鋼材料內에서 水素脆性

水素가 금속재료 특히, 高張力 鐵鋼 재료내에서 延性を 감소시키고 소성변형없이 파괴되는 경향을 증가시킨다는 사실은 1900년대 초부터 알려져 왔으

며 1950년대에 이르러 Zapffe<sup>(1)</sup>, Petch<sup>(2)</sup>, Troiano<sup>(3)</sup>, Tetelman<sup>(4)</sup>등에 의하여 체계적으로 연구되기 시작했다. 鐵鋼재료내에서 水素가 일으키는 결합은 溶湯의 응고시 파괴화된 水素에 의한 microcrack의 형성, steel ingot를 주조 할 때 생기는 白點(flake)현상, 용접물내의 fish-eye, 酸洗나 전기분해할 때 표면에 생기는 blistering, 熱間壓延時

의 표면균열, 오일뱅크에서 硫化水素( $H_2S$ )에 의한 표면균열등이 있다. 많은 학자들의 연구결과에 따르면, (1~4)

- 1) 水素脆성은 낮은 변형속도에서 일어난다.
- 2) 상온 근처에서는 크게 일어나지만,  $130^\circ C$  이상이나  $-100^\circ C$  이하에서는 거의 일어나지 않는다.
- 3) 水素는 재료의 韌性에는 영향을 거의 주지 않으나 인장율, 단면 수축율과 같은 延性과 파괴강도는 크게 저하시킨다.

본의 실험결과들은 설명하기 위하여 많은 이론들이 제안 되었으니, 크게 나누어 보면 다음 세가지 들 들 수 있다.

첫 번째 水素吸着說<sup>(5)</sup> (adsorption theory)에 따르면, microcrack 내의 水素分子들이 그 표면에 흡착되므로써 생기는 흡착에너지가, microcrack의 성장에 필요한 에너지를 낮춤으로써 낮은 외부응력이 crack이 쉽게 성장할 수 있다고 한다. 水素기스 壓力說<sup>(1,4)</sup> (planar pressure theory)에 따르면, 格子내에 adsorb된 水素는 原子 또는 陽子상태로 존재하는데 이들이 microvoid와 같은 결함에 도달하면 분자도 결합점으로써 높은 내부 압력을 갖게 되며, 이들 압력이 외부응력과 함께 재료의 결합을 쉽게 성장시킨다는 설명이다. 알므로, 格子脆化說<sup>(6)</sup> (lattice interaction theory)에 따르면, 水素가 adsorb된 재료에 외부 응력이 가해지면 결함주위에 triaxial stress zone이 생기고 어긋는 응력 상태가 다른 적역에 비하여 크므로 應力勾配 (stress-gradient)가 생기게 된다. 이와 같은 應力勾配를 따라 水素原子的 응기유도 확산(stress-induced diffusion)이 계속적으로 일어나게 되어 triaxial stress zone의 水素濃度を 증가시킨다.

결과적으로, triaxial stress zone에 모인 水素原子가 格子原子와 상호작용하여 原子간의 결합력을 감소시킨다는 설명이다.

본 연구에서는 BCC, HCP, FCC 세가지 다른 結晶構造를 갖는 Fe-Mn(Mn; 0~34wt%) 합금계를 이용하여 水素주입전후에서 기계적 성질의 변화를 관찰하고자 한다. 현재 저탄소 12% Mn steel은 저온 합금강으로서 개발중에 있으며,<sup>(8)</sup> 저탄소 18% Mn steel은 Hydrogen embrittlement resistant steel<sup>(7)</sup>로 연구되고 있으므로 본 연구는 이들에게 좋은 자료로 활용될 것으로 본다.

## 2. Fe-Mn 합금계의 材質調査

Mn은 철합금계에서 Ni와 함께 austenite를 안정화 시키는 원소이며, 水素와의 반응성이 극히 작다. 본 연구에서 이 합금계를 이용한 이유는, (17)

1) Fe-Mn 합금의 格子내에서 水素의 확산속도와 용해도는 Mn의 조성 및 열처리력에 따라 얻어지는 각 相의 상태적인 체적비에 좌우된다.

2) 상온에서 완전한 치환형 고용체를 이루며, 強度는 각 相에서 나타나는 가공경화와 약간의 고용체 강화에 따라 변화한다.

3) Mn의 조성과 열처리력에 따라  $\alpha$ 相(BCC),  $\epsilon$ 相(HCP) 및  $\gamma$ 相(FCC)을 비교적 쉽게 얻을 수 있다.

4) 결정구조에 따른 notch sensitivity가 매우 낮다.

Fe-Mn 합금계는 Mn 양에 따라 다음과 같이 설명될 수 있다. (8), (9)

i) 0~2% Mn; annealed  $\alpha$ 相을 가지며 낮은 強度와 높은 延性を 갖는다.

ii) 4~10% Mn; 冷間加工에 의하여 높은 強度의  $\alpha'$ ( $\alpha$ -martensite)조직으로 변태한다.

iii) 10~15% Mn;  $\alpha'$  + ( $\epsilon$ -martensite)라는 혼합조직으로 나타나며 가장 높은 強度를 갖는다.  $\epsilon$ -martensite는  $\gamma \rightarrow \alpha$  변태에서 나타나는 준안정상(meta-stable phase)으로서, 이 조성 구역에서는 cold working에 의하여  $\alpha'$ 로 변태시킬 수 있다고 한다.

iv) 15~28% Mn;  $\gamma$  + ( $\epsilon$ -martensite)라는 혼합조직을 가지며 준안정한  $\gamma$ 相(austenite)을 cold-working에 의하여  $\epsilon$ -martensite로 변태시킬 수 있다고 한다.

v) 28~35% Mn; 이 조성에서는 austenite 조직의 특성으로 인하여 낮은 強度를 갖는다.

## II. 實驗方法

### 1. 試料準備

試料의 용해각업은 電解鐵(99.98%)과 금속 Mn(99.8%)을 15KVA AJAX고주파 용해로의 Magnesia 도가니(#12, MgO 98%)에 장입하여 이루어졌다. 용해시 용탕 표면에서의 산화를 생성을 줄이기 위하여 도가니 상부에 정화된 高純度 Ar 가스를 계속 불어 넣었으며, 소량의 금속 Si를 탈산제로서 첨가하여 얻어진 시료의 조성은 Table 1에 나타나

Table 1. Chemical composition of the alloys.

시료번호	Mn	C	Si	P	S	Cu	Sn	Al	Ni	Mo	N <sub>2</sub>
1A 1C	wt% 1.33	0.01	0.01	0.001	0.006	0.01	0.001	0.004	0.008	0.020	ppm 50
2A 2C	1.76	0.01	0.01	0.001	0.006	0.1	0.001	0.004	0.010	0.018	36 38
3A 3C	2.10	0.01	0.01	0.001	0.006	0.01	0.001	0.004	0.008	0.019	37 38
4A 4W	4.30	0.03	0.03	0.002	0.010	0.03	0.002	0.005	0.008	0.020	.
13A 13W	13.25	0.02	0.38	0.12	0.011	0.05	0.002	0.005	0.010	0.020	.
21A 21W	21.84	0.04	0.38	0.012	0.011	0.05	0.002	0.005	0.010	0.020	.
24A 24W	24.98	0.05	0.03	0.010	0.020	0.01	0.010	0.004	0.008	0.024	.
34A 34C	33.90	0.06	0.26	0.010	0.050	0.01	0.011	0.008	0.008	0.085	.

기호 A: 1000°C에서 2시간 유지시킨 뒤 노냉시킴.

W: 1000°C에서 2시간 유지시킨 뒤 수냉시킴.

C: 30% 냉간압연

13번, 21번은 용해시 소량의 Si를 탈산제로 첨가시킴.

Mn은 습식 분석으로, 나머지 원소들은 형광 분석하였음.

있다. 절삭 가공한 직육면체 강괴(60×60×140mm, 4.0kg)를 1100°C에서 3시간 균열화처리를 하고 동일한도에서 10mm두께까지 열간단조 작업을 한 다음, 두께 3.8mm까지 열간압연한 후 2.5mm까지 냉간 압연하였다. 13%, 21%Mn 조성의 강괴는 냉간압연시  $\alpha'$ 와  $\epsilon$ 상으로 인한 심한 가공경화효과로 말미암아 균열반생의 가능성이 크므로, 두께 2.5mm까지 열간 압연을 하였다. 각 시료를 냉간압연 상태와 1000°C에서 2시간 유지시키고 노냉 및 수냉시킨 상태로 열처리한 후, ASTM-E8 subsize 인장시편으로 제작하였다.

## 2. 水素 注入方法

試料내에 水素를 상온에서 효율적으로 주입시키기 위하여, 음극에서 발생하는 水素原子들의 分子 형성을 억제시키는 작용을 하는  $As_2O_3$ (10mg/l)가 용해된 5%  $H_2SO_4$  전해액에서 탄소막대를 양극으로 시편을 음극으로 연결하여 전기분해하는 방법(즉, cathodically charged)을 이용했다. 水素주입 조건을 동일하게 하기 위하여 전류밀도는  $15mA/cm^2$ 으로 하고 주입시간은 blistering이 발생하지 않는 범위내의 시간을 택하였다.

## 3. 機械的 性質의 調査

인장시험에는 Instron을 사용하였으며, 水素脆性的의 효과를 최대로 얻기 위하여<sup>(5)</sup> crosshead speed

를 水素脆性的에 민감한 속도범위인 0.01cm/min로 고정시켜 상온에서 시험 하였다. 각 data는 5개색의 시편을 시험하여 얻은 값을 산술평균으로서 계산 하였다.

## 4. 相의 定量分析

시료내 존재하는 相의 종류와 각 相의 상대적인 양의 측정은 X-ray 회절분석 방법을 이용하였으며, Cu-K $\alpha$  source를 이용한 diffractometer를 사용 하였다. 相의 종류와 양은 각 peak에서 나타나는 적분 회절강도(Integrated diffraction intensity)를 구하여 수식(1)로서 계산 하였으며, 필요한 자료는 참고로 Table 2에 수록 하였다.

$$\begin{cases} \alpha \text{ peak; } (200) (110) \\ \gamma \text{ peak; } (220) (200) (111) \\ \epsilon \text{ peak; } (10\cdot1) (10\cdot2) \end{cases}$$

$$I = KRV$$

$$R = \frac{1}{v^2} \cdot F^2 \cdot P(L) \cdot e^{-2M} \quad (1)$$

여기서

$I$ ; integrated diffraction intensity

$K$ ; 상수

$V$ ; 분석하려는 相의 상대적인 부피비

$v$ ; unit cell의 부피

$F$ ; structure factor

$P$ ; multiplicity factor

$L$ ; Lorentz-Polarization factor.

$e^{-2M}$ ; temperature factor

Table 2. X-ray 회절분석에 따른 data.

phase (plane)	$\alpha$ (BCC)		$\gamma$ (FCC)			$\epsilon$ (HCP)	
	(200)	(110)	(200)	(220)	(111)	(10·1)	(10·2)
lattice const	2.864 (Å)	2.864	3.584	3.584	3.584	$a=2.528$ $c=4.076$	$a=2.528$ $c=4.076$
$d$ (Å)	2.016	3.016	1.800	1.269	2.076	1.925	1.487
$2\theta$	65.48°	44.97°	50.72°	74.94°	43.60°	47.26°	62.48°
$(1+\cos^2 2\theta)/\sin^2 \theta \cos \theta$	4.825	2.830	8.353	3.635	29.110	9.766	5.277
$\sin \theta / \lambda$ (Å <sup>-1</sup> )	0.349	0.248	0.279	0.395	0.241	0.262	0.366
$f$	14.47	17.32	16.29	13.42	17.54	16.86	14.77
$F^2$	$4f^2=837.5$	$4f^2=1199.4$	$16f^2=4245.8$	$16f^2=2879.4$	$16f^2=4923.5$	$3f^2=852.8$	$f^2=218.2$
$P$	6	12	6	12	8	12	12
$v^2$	549.5	549.5	2,118.6	2,118.6	2,118.6	502.1	502.1

### III. 實驗結果

Mn의 조성과 열처리에 따른 硬度 및 최대 인장 강도(UTS)의 변화를 Fig.1에 도시하였으며, 水素注入 전후 인장시험을 통하여 얻은 연신율, 단면적 수축율을 Fig.2와 Fig.3에 각각 도시하였다. 인장시험 전후에 있어 인장시험 과단면에서 X-ray 회절분석을 통하여 얻은 상의 종류와 상대적인 양을 Table 3에 표시하였다.

실험결과에서 특기할 사항을 들어 보면 다음과 같다.

1) Table 3에서 나타난 바와 같이 13~24% Mn 조성에서는 준안정한  $\epsilon$ 상이 항상 존재하며, 열처리나 외부인장응력을 받아 相變化가 일어났음이 관찰되었다.

2) Fig.1에서 Mn 조성 5% 이하의 합금( $\alpha+\alpha'$ 相)에서는 爐冷의 상태와 冷間壓延상태에서 UTS 및 경도치에 큰 차이를 보였으나, 외부인장응력에 의하여  $\epsilon$ 상이  $\alpha'$ 相( $\alpha$ -martensite)으로 소성유도 변태(strain-induced martensite transformation)가 일어나는 13% Mn 조성에서는 열처리 방법에 거의 관계없이 높은 UTS와 경도치를 나타내었다. 또,  $\epsilon$ 相과  $\gamma$ 相을 갖는 21%, 24%Mn 조성 합금과 100%  $\gamma$ 相을 갖는 34% Mn 조성 합금에서는 爐冷의 경우 UTS의 변화가 거의 관찰되지 않았다.

3) Fig.2에서 볼 때, 5%이하의 Mn 조성의 爐冷 시킨 시편에서는 水素주입시 연신율이 10~15%정도 감소되었으며, 冷間壓延시킨 시편에서는 약 3

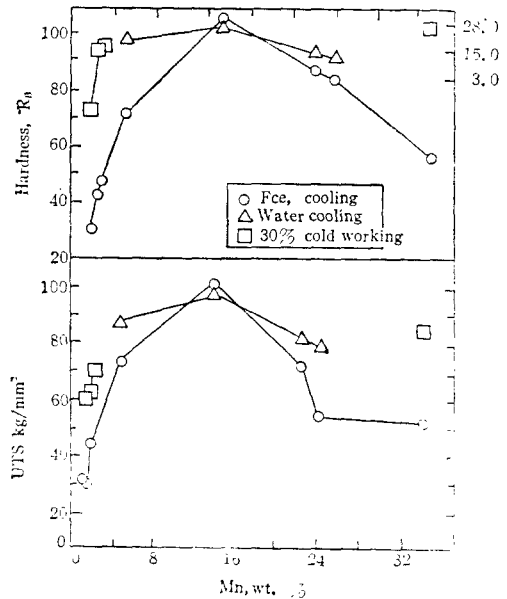


Fig.1 Changes in Hardness and UTS

~4% 정도의 감소가 관찰되었을 뿐, 水素주입에 관계없이 전체적으로 매우 brittle해졌다.

4) Fig.2와 Fig.3에서, 준안정한  $\epsilon$ 상이 외부인장응력에 의하여  $\alpha'$ 相으로 相變化를 보였던(Table. 3참조) 13% Mn 조성에서는 水素주입 후 연신율이 15~20%, 단면 수축율이 50%가량이나 급격히 감소하였으며, 특히 인장시험에서 水素주입전에는 necking이 일어난 뒤에도 상당한 延性を 보인 후에 과단 되었으나, 水素주입시에는 항복점을 지나

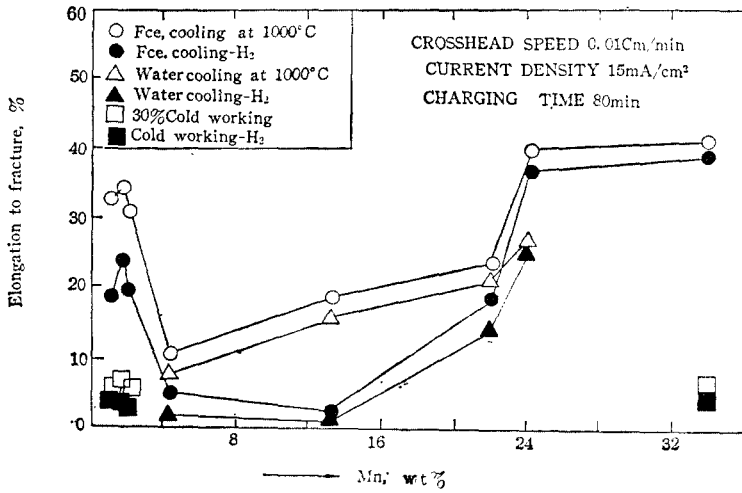


Fig. 2 Effect of cathodic hydrogen on elongation to fracture in Fe-Mn alloys

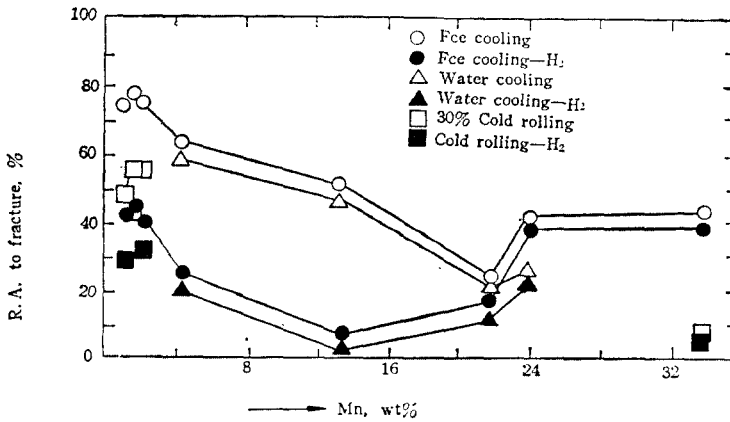


Fig. 3 Effect of cathodic hydrogen on R.A. to fracture in Fe-Mn alloys

자 시편표면에 미소균열들이 생성되어 곧 이어서 파단이 일어난 사실은, 相變化에 따른 水素脆性현상을 설명할 수 있는 매우 흥미로운 현상이었다.

5)  $(\epsilon+\gamma)$  相을 갖는 21%, 24% Mn 조성에서와 100%  $\gamma$  相을 갖는 34% Mn 조성에서는 水素 주입 전후에서 延性的 변화가 거의 관찰되지 않았다는 것은 용해 水素와 結晶構造와의 관계를 설명할 수 있는 실험결과로 보여진다.

$\gamma$  相과  $\epsilon$  相에서의 水素脆性を 보다 세밀히 조사하기 위하여 다음 두가지 실험을 추가로 실시 하였다.

**실험 A** 30% 냉간압연된 34% Mn 시료에 약간의 延性を 부여하기 위하여 700°C에서 40분간 유지한 후 노냉시키고, 30mA/cm<sup>2</sup>의 전류밀도로 水素를 주입시킨 뒤 인장시험시킨 결과는 다음 Table 4와 같다.

**실험 B** 1000°C에서 2시간 유지한 후 수냉시킨 24% Mn 시편에 30mA/cm<sup>2</sup>으로 blistering이 일어나기 직전까지 水素를 주입시키고 延性的 변화를 측정 하였다. (Table 5)

인장시험 전후에 시편단면의 相分析에서  $\gamma$  相이

Table 3. Determination of volume percent of phase present by X-ray analysis.

시편 시편번호	인장전후		인 장 시 험 전			인 장 파 단 후		
	Mn wt. %	$\alpha+\alpha'$ %	$\epsilon$	$\gamma$	$\alpha+\alpha'$ %	$\epsilon$	$\gamma$	
1A 1C	1.33+N <sub>2</sub>	100	—	—	100	—	—	
2A 2C	1.76	100	—	—	100	—	—	
3A 3C	2.10	100	—	—	100	—	—	
4A 4W	4.30	100	—	—	100	—	—	
13A	13.25	50	42	8	57	36	7	
13W	13.25	34	63	3	60	35	5	
21A	21.84	5	48	47	10	53	37	
21W	21.84	—	61	39	—	73	27	
24A	23.98	—	37	63	—	54	47	
24W	23.98	—	47	53	—	66	34	
34A	33.90	—	—	100	—	—	100	
34C	33.90	—	—	100	—	—	100	

Table 4.

주 입 시 간(hr)	0	1	2.5	5	12
파단시까지의 연신율(%)	23.0	22.8	20.4	18.5	17.8
단면 수축율(%)	46.0	43.8	37.2	34.5	28.0

Table 5

주 입 시 간 (hr)	0	2	4	7.5	15	26	68
파단시까지의 연신율(%)	25.2	24.8	23.8	22.2	18.0	13.8	7.4

약 19% 감소하고  $\epsilon$  상이 증가한 것으로 나타났다.

실험 A, B에서 볼 때 FCC, HCP 결정구조를 갖는 상에서도 수소에 의한脆化 현상이 나타나지만, BCC 結晶構造의  $\alpha$  상에서와는 달리 급격한 延性의 감소는 나타나지 않았다.

## IV. 分析 및 討議

### 1. 引張試驗 結果

$\alpha$  상(BCC)과  $\gamma$  상(FCC)에서의 수소의 확산속도는  $\alpha$  상에서 10배 정도로 더 빠르나, 格子내 수소의 용해도는  $\gamma$  상에서 훨씬 더 크다. 시편의 단면

에서 주입된 수소의 분포를 볼 때<sup>(9)</sup>, 수소주입 직후에는 표면층에 포포화되나 대부분 더 깊숙으로 빠져나가고, 일부는 濃度勾配에 의하여 시편내부로 확산되어 갈 것으로 보인다.

$\gamma$  상(FCC)은 close-packed structure 를 가지므로 표면에서 格子내로 용해되는 수소의 양이 적고, 格子내로의 확산속도가 느리기 때문에 수소脆性을 일으키는데 요하는 臨界濃度值에 이르지 못하므로脆性이 나타나지 않는 것으로 보인다. 이와 같은 사실은 추가된 실험 A, B에서 보는 바와 같이 (Table 4, 5) 충분한 확산시간과 많은 확산성 수소(diffusible hydrogen)가 공급되었음에도 불구하고

$\alpha$ 相(BCC)에서의 와 같은 급격한 延性的 감소는 없었  
다는 점으로 알 수 있다.

위의 내용을 정리해 보면, 다음과 같은 결론에  
도달한다.

$\epsilon$ 相(HCP)은  $\gamma$ 相(FCC)과 積層배열순서는 다르  
나 格子구조는 같으므로 이들 相에서 水素 확산속  
도와 용해도는 거의 같다고 볼 수 있다. 같은 시간  
동안 水素原子가 格子내로 확산한다면 이동 거리의  
비는,  $\frac{x_{BCC}}{x_{FCC}} = \frac{\sqrt{D_{BCC} \cdot t}}{\sqrt{D_{FCC} \cdot t}} \approx 10^2$ 이 된다. 이와 같이  
FCC 格子 内에서는 水素의 이동거리가 BCC 格子에  
서의 약 1/100에 불과 하므로 脆性이 일어날 수 있  
는 지점 주위의 水素원자들만이 脆性의 원인이 될  
것이다. 이상의 논의를 잘 설명해 줄 수 있었던 13  
%Mn 조성에서의 논의는 앞서 발표 하였으므로<sup>(10)</sup>  
여기서는 略한다.

## 2. 溶解水素와 結晶構造

어떤 재료내에서의 水素가 格子내에 균일한 분포  
를 가지고 있다고 하자. 이 재료에 인장하중이 가  
해지면, 재료내부에 존재하는 microvoid, microc-  
rack 과 같은 bulk defects 는 점점 커진다. 水素개  
스 압력설<sup>(11,12)</sup>에 따르면, 이들 결함내부의 水素개스  
압력은 변형 이전보다 낮은 기체압력을 가질 것이  
므로 새로운 평형상태를 갖기 위해서는 格子내에  
용해되어 있는 水素原子는 이들 결함속으로 확산하  
여 分子상태로 결합되어야 한다. 또 格子 脆化  
說<sup>(13)</sup>에 따르면, 외부응력에 의하여 이들 결함주위  
에 생성된 새로운 triaxial stress zone 으로도 格  
子내의 水素原子가 응력 유도 확산(stress-induced  
diffusion)되어야 한다고 설명한다. 水素脆性이 어  
떠한 mechanism 으로 설명되는지 간에 水素原子의  
확산과정은 반드시 수반된다. HCP, FCC 와 같은  
close-packed structure 에서의 interstitial site 는  
octahedral site 와 tetrahedral site 로서, 格子原  
子の 반경을  $r$  이라고 할 때, 이들 site 의 크기는  
각각  $0.414r$ ,  $0.225r$ 이 된다. 반면 BCC 格子구조  
에서는 octahedral site 가 쪼그러져 있으므로 BCC  
格子에 들어갈 수 있는 interstitial site 는 tetra-  
hedral site 로서  $0.219r$  에 불과하다.

그러므로, 強度나 notch effect 가 거의 같고 결  
정구조만 다른 格子내에 水素가 용해되었을 때,  
BCC 格子내에서는 용해도는 낮으나 주위에 미치는  
높은 strain 때문에 보다 안정한 곳, 즉 microvoid

나, triaxial stress zone 지점으로 이동하려는 경  
향이 더 크질 것이다. 또, open structure 를 가지  
므로, 쉽게 이동할 수 있어 느린 속도의 외부응력  
이 주어지기만 하면 이들 위치로 계속적인 long-  
range diffusion 이 가능할 것이다. 이에 반하여  
FCC, HCP에서의 같이 octahedral site 에 위치  
한 水素원자는 안정하므로 외부응력이 가해지더라도  
microvoid 나 triaxial stress zone 으로 이동할 가  
능성은 적을 것으로 보인다. 그러므로, 이와 같은  
格子 구조에서는 microvoid 또는 triaxial stress  
zone 근처의 水素原子들의 short-range diffusion  
에 의한 효과만을 기대 할 수 있을 것으로 보인다.

결론적으로 microvoid 나 triaxial stress zone  
으로 이동할 수 있는 확산성 水素의 flux 는 BCC  
경우가 훨씬 크므로, 脆性을 나타낼 수 있는 臨  
界水素濃도에 쉽게 도달 할 수 있을 것으로 판단  
된다.

## V. 結 論

1) Fe-Mn 합금계에서 BCC 구조를 갖는  $\alpha$ 相이  
FCC, HCP 구조를 갖는  $\gamma$ 相,  $\epsilon$ 相에서보다 水素  
脆性이 크게 나타난다. 이는 각 格子내에서 水素原  
子の 확산속도가 다르고 각 interstitial site 에 있  
는 水素原子의 stability 가 다르기 때문으로 보여  
진다.

2) 水素脆性이 強度가 높은 재료에서 현저한 것  
은 사실이나, 비슷한 強度를 갖는 경우 BCC 格子에  
서는 脆性이 심하고 FCC, HCP 格子에서는 크게 관  
제되지 않는 것으로 보아 格子 결정구조의 영향  
이 클을 알 수 있다.

## 참 고 문 헌

1. C. A. Zapffe and C. E. Sims, *Trans. AIME*,  
145, 225(1941)
2. N. J. Petch and P. Stables, *Nature*, 169, 842  
(1952)
3. A. R. Troiano, *Trans. A. S. M.*, 52, 54~80,  
(1960)
4. A. S. Tetelman, "The mechanisms of hydr-  
ogen embrittlement in steel", 446-464 (1962)
5. M. Smialoski "Hydrogen in steels", Perga-

- mon press (1962)
6. R. B. Benson, Jr. 183~198 "Hydrogen in metals" *A.S.M.* (1974)
  7. R. A. McCoy, 169~182 "Hydrogen in metals" *A.S.M.* (1974)
  8. J. W. Morris, Jr. "The cryogenic properties of Fe-Mn and Fe-Mn-Cr alloys", W-7405-ENG-48, (1974)
  9. A. Holden, J. D. Bolton, and E. R. Petty, "Structure and Properties of Fe-Mn alloys", *J. Iron and Steel Inst.* 721~728(1971)
  10. H. G. Chun and S. W. Nam: *J. Korean Inst. Metals*, 15(1977) 559