

중성자에 조사된 Mn-Mo-Ni 저합금강의 열처리 회복거동

장기옥^{1,2} · 지세환¹ · 심철무¹ · 박승식¹ · 김종오²

¹한국원자력연구소
²충남대학교 재료공학과

Thermal Recovery Behaviors of Neutron Irradiated Mn-Mo-Ni Low Alloy Steel

K.O. Chang^{1,2}, S.H. Chi¹, C.M. Sim¹, S.S. Park¹ and C.O. Kim²

¹Korea Atomic Energy Research Institute, Taejon 305-600

²Dept. of Materials Engineering, Chungnam National University, Taejon 305-764

(1998년 10월 21일 받음, 1999년 1월 14일 최종수정본 받음)

초 목 중성자에 조사 (fluence : $2.3 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$, 553 K, $E \geq 1.0 \text{ MeV}$) 된 Mn-Mo-Ni 저 합금강 모재의 열처리 회복 거동을 조사하기 위하여 등시소둔과 등온소둔을 수행하여 회복 활성화에너지, 회복 반응차수 그리고 회복 반응률상수를 결정하였다. 열처리 후 회복은 비커스 미세 고온경도기로 측정하였고 실험결과를 이용, 열처리 회복단계, 회복결합들의 거동 및 회복 kinetics을 분석하였다. 실험결과 2단계의 회복구간 (stage I : 703K-753K, stage II : 813K-873K) 이 나타났으며 각 단계의 회복활성화 에너지는 2.50 eV (1 단계) 및 2.93 eV (2 단계) 이었다. 조사재와 비조사재의 등시소둔 곡선의 비교를 통하여 813K에서 RAH (radiation anneal hardening) 피크를 확인할 수 있었다. 743K 및 833K에서 수행한 등온소둔 결과, 회복의 60%가 모두 120분 이내에 일어나는 것으로 관찰되었다. 회복 반응차수는 두 회복구간에서 모두 2로 나타났으며 회복 반응률상수는 $3.4 \times 10^{-4} \text{min}^{-1}$ (1 단계)과 $7.1 \times 10^{-4} \text{min}^{-1}$ (2 단계) 이었다. 이상의 결과와 기 발표된 자료들을 함께 비교 분석한 결과, 본 재료의 회복은 오랜 중성자조사로 형성된 점결합 집합체들이 열처리에 의한 분해와 Fe기지에 격자간 원자로 존재하던 self-interstitial들과 vacancy들의 재결합에 의해 일어나는 것으로 해석된다.

Abstract The recovery activation energy, the order of reaction and the recovery rate constant were determined by isochronal and isothermal annealing treatment to investigate the recovery behaviors of neutron irradiated Mn-Mo-Ni low alloy steels (fluence : $2.3 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$, 553K, $E \geq 1.0 \text{ MeV}$). Vickers microhardness tests were conducted to trace the recovery behavior after heat treatments. The results were analyzed in terms of recovery stages, behavior of responsible defects and recovery kinetics. It was shown that recovery occurred through two annealing stages (stage I : 703-753K, stage II : 813-873K) with recovery activation energies of 2.5 eV and 2.93 eV for each stage I and II, respectively. From the comparison of unirradiated and irradiated isochronal anneal curves, a radiation anneal hardening (RAH) peak was identified at around 813K. Most of recovery have occurred during about 120 min irrespective of isothermal annealing temperatures of 743K and 833K. Recovery rate constants were determined to be $3.4 \times 10^{-4} \text{min}^{-1}$ and $7.1 \times 10^{-4} \text{min}^{-1}$ for stage I and II, respectively. The order of reaction was about 2 for both recovery stages. Comparing the obtained data with those of previously reported results on neutron irradiated Mn-Mo-Ni steels, the thermal recovery behavior of the present material seems to occur by the dissociation of point defect clusters formed during irradiation, and by the recombination of self-interstitials and vacancies from dissociated vacancy clusters.

1. 서 론

원자로 압력용기강과 같은 페라이트계 합금이 중성자에 조사되면 연성-취성전이온도 (DBTT)와 항복응력이 증가하게 되고, 최대흡수에너지 (upper shelf energy)가 감소하는 조사취화 (radiation embrittlement) 현상이 발생된다. 원자로 가동중 압력용기의 온도가 연성-취성 전이온도보다 낮을 경우, 취성파괴의 위험성이 증가하게 된다. 따라서 미국 원자력규제위원회 (US NRC)에서는 원자로 안전 여유를 증명할 수 있도록 파괴 해석을 요구하고 있으며, 그 결과 취성파괴의 위험성이 있을 때는 압력용기에 대해서 열처리를 하도록 규정^{1,2)}하고 있다. 따라서 중성자 조사로 인

한 취화의 효과를 감소시키고, 압력용기의 수명을 연장하기 위한 방법으로 열처리 회복방법이 수행되고 있다.^{3,4)} 이 방법은 중성자에 조사되어 기계적성질이 많이 저하된 압력용기강 재료를 열처리함으로써 기계적성질이 회복됨을 보여준 많은 시험결과에 바탕을 두고 있다.⁵⁾ 그러나 지금까지의 관련 연구는 단지 기계적 시험을 통한 열처리 회복의 확인 혹은 경제적 장점에 초점을 맞추어져 온 반면 회복기구의 이해에 바탕을 둔 신뢰성있는 상업로 압력용기 재료의 회복 모델을 만드는 데 필요한 자료들, 예를 들면 회복활성화에너지, 회복률상수 및 회복반응차수 등의 확보에 필요한 기초 연구는 수행되어 오지 못하였다. 이러한 자료는 회복모델을 만드는 데 뿐만 아니라 조사취화 상태로부터 회복상태에 이

르는 과정을 이해하는 데에도 필요한 자료들이다.

본 연구에서는 중성자에 조사된 실제 원자로압력용기강의 감시시험 시편에 대하여 등시 및 등온소둔 열처리를 수행하여 얻은 회복곡선을 Meechan과 Brinkman의 해석방법^{6,7)}에 따라 회복 활성화에너지, 회복 반응차수 및 회복 반응률상수를 결정함과 동시에 이를 바탕으로 지금까지 발표된 연구자료들⁸⁻¹⁰⁾을 참고하여 조사에 따라 형성된 결함들의 회복거동을 분석하였다.

2. 실험 방법

2.1 재료 및 시험편

본 실험에 사용한 시편 재료는 Mn-Mo-Ni 저합금강 단조재이며, 이는 SA508 Class-3강과 동등한 재료이다. 이 재료는 국내 상용발전소의 원자로 압력용기 노심대부위 (core beltline region) 내부표면 1/4T 위치에서 채취한 모재로, 재료의 조성성분과 열처리 조건은 표 1 및 표 2와 같다. 조사시편은 561 K의 가동온도와 2262 psi의 압력 하에서 5.28 EFPY (effective full power year) 동안 중성

Table 1. Chemical composition(wt%) of Mn-Mo-Ni low alloy steel.

Element	C	Mn	P	S	Si	Ni
Base	0.155	1.28	0.006	0.005	0.168	0.712
Element	Mo	Cr	Cu	Al	Co	Fe
Base	0.484	0.171	0.063	0.011	0.012	Bal.

Table 2. Heat treatment of Mn-Mo-Ni low alloy steel.

Material	Temperature	Time	Cooling method
Base Metal	Austenitizing (871°C)	4 hr	Water-quenched
	Tempered (663°C)	4 hr	Air-cooled
	Stress Relief Heating : 595°C Holding : 595°C Cooling : 310°C	15°C/hr 6hr 10°C/hr	Air-cooled

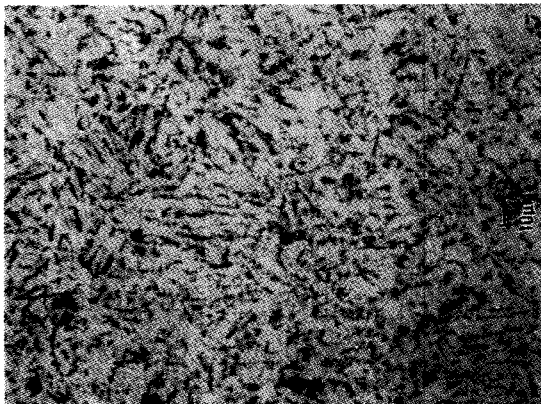


Fig. 1. Optical Micrograph of base metal.

자에 조사된 시편으로 중성자 조사량은 $2.3 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ ($E \geq 1.0 \text{ MeV}$)이다. 시편가공은 hot cell에서 diamond cutter를 이용, 3mm×10mm×0.5mm로 가공한 후, 미세경도 측정에 적합한 표면을 만들기 위해 사포와 diamond paste를 이용하여 연마하였다. 그림 1은 시편의 광학현미경 사진이며, 시편의 미세구조는 tempered bainite이다.

2.2 고온미세경도기를 이용한 등시, 등온소둔

등시 및 등온소둔 열처리에 따른 회복량은 고온 미세경도 시험기(Nikon, Model QM-2)를 사용하여 측정하여 열처리 온도와 시간에 따른 등시 및 등온 회복곡선을 결정하였다. 미세 경도측정은 ASTM E 384¹¹⁾에 따라 1×10^{-4} Torr 진공 분위기에서 압축공기는 5kg/cm², 불활성기체는 100ml/min.로 조정된 후, 현미경 배율 400배로 초점을 맞추고, 1kg의 하중을 15초 동안 가한 후, 10회 이상 측정하여 평균값을 취하였다. 측정상의 표준편차는 ±3%이었다. 회복실험은 MB 방법에 따라 해석할 수 있는 등시 및 등온 회복곡선을 구하기 위하여 온도와 시간을 결정하여 Primak¹²⁾가 제시한 실험조건인 열처리 회복에 따른 정확한 재료의 물성변화 측정, 연속적인 반응배제, 반응차수 및 활성화에너지 결정에 만족할 수 있도록 계획하여 수행하였다. 등시소둔은 673 K에서 시작하여 제조시의 응력 제거 열처리 온도 부근인 873 K까지 20 K ~ 30 K씩 온도를 올린 후, 각각의 온도에서 4시간 유지한 후, 상온까지 냉각시킨 다음, 각 온도에서의 경도 변화를 관찰하였다. 등온소둔은 등시소둔 결과를 이용하여 회복거동이 일어나는 온도구간(703 K ~ 753 K, 813 K ~ 873 K) 중 743 K와 833 K에서 60 ~ 180분 간격으로 소둔시간을 유지한 후 냉각시켜 각각의 소둔시간에서 경도 변화를 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 등시·등온소둔 곡선 분석

시편의 미세경도는 비조사재인 경우 Hv 203.9이고 조사재의 경우는 Hv 231.7을 나타내었으며, 673 K에서 873 K 온도 구간에서 20 K ~ 30 K간격으로 각 4시간씩 수행한 등시소둔 실험결과, 그림 2에서 보는 바와 같이 703 K ~ 753 K, 813 K ~ 873 K의 온도 구간에서 2단계의 회복 거동을 보였다. 각 회복단계에서 미세경도 회복량은 57.5%와 42.5%이었다. 비조사재에 대한 미세경도 해석을 통해 813K에서 RAH (Radiation Anneal Hardening) 피크를 확인할 수 있었다. 그리고 703 K에서는 템퍼취성과 관련이 있는 것으로 판단되는 피크가 관찰되었다. 각 annealing step 온도구간인 743 K와 833 K에서 실시한 등온소둔 실험결과는 그림 3과 같이 열처리 온도에 상관없이 120분간의 소둔으로 거의 같은 회복거동을 나타내었다.

3.2 활성화에너지, 반응차수, 반응률상수 결정

MB 방법에 의한 열처리 곡선의 분석에서, 동일한 이력을 가지는 2개의 시편중 한 개는 등시소둔용이고 다른 한 개는 등온소둔용이다. 먼저 한 개의 시편을 같은 시간간격으로 차츰 가열하면서 온도에 따라 시편의 물성변화를 측정

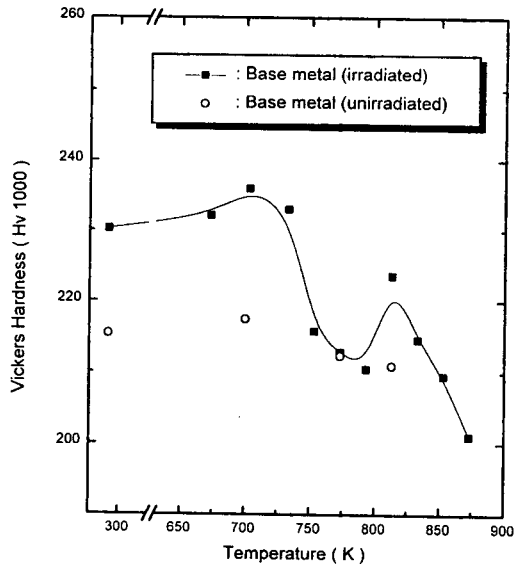


Fig. 2. Isochronal recovery curve of base metal specimens(irradiated to $2.3 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ at 561K).

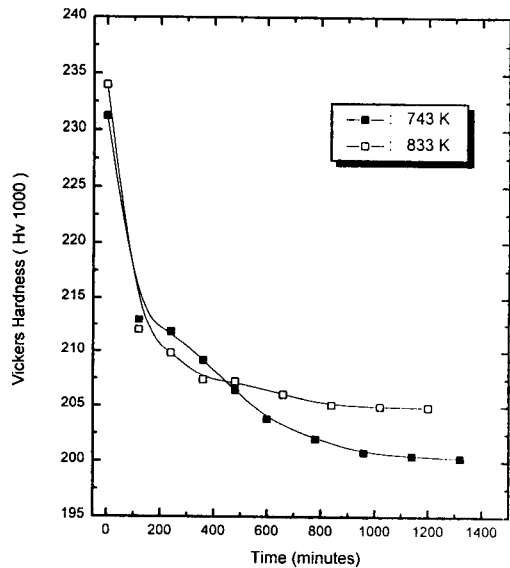


Fig. 3. Isothermal recovery behaviors of Vickers hardness at 743K and 833K for base metal specimens(irradiated to $2.3 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ at 561K).

한다. T_i 가 i pulse에서 온도, n_i 가 i 번째 pulse의 끝에서 n 의 값, t_i 가 i 번째 pulse의 끝에서 총경과시간이라 하면, 온도로 보정된 시간 θ 는 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$\theta = t e^{-E/kT} \quad (1)$$

여기서 E 는 활성화에너지이고 k 는 Boltzmann상수이다. 시간간격이 같으므로

$$\begin{aligned} \Delta t &= t_i - t_{i-1} = \text{constant} = C \text{ 그리고 } \theta_{i-1} = t_{i-1} e^{-E/kT_i} \\ &= 0 \text{ 이므로 } \Delta \theta_i = \Delta t_i e^{-E/kT_i} \text{ 이고 } \theta_i = t_i e^{-E/kT_i} \text{ 혹은} \\ \ln \theta_i &= \ln t_i - E/k T_i \end{aligned} \quad (2)$$

이다. 여기서 등온소둔 곡선은 일정한 등온소둔 온도 T_a 에

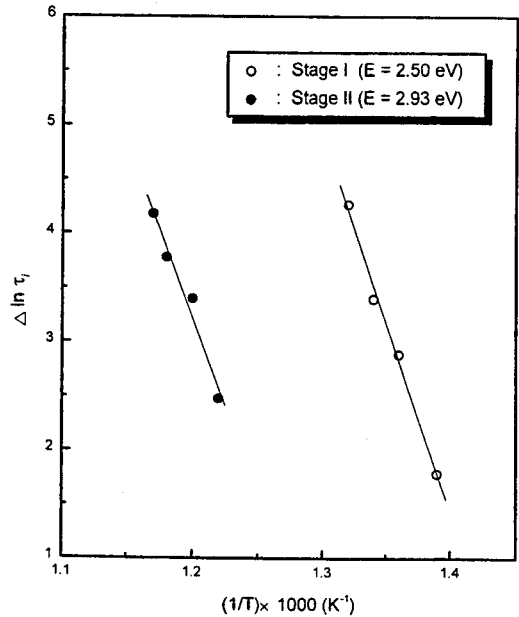


Fig. 4. Determination of the recovery activation energy for the recovery Stage I(703-753K) and Stage II(813-873K) of base metal (irradiated to $2.3 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ at 561K).

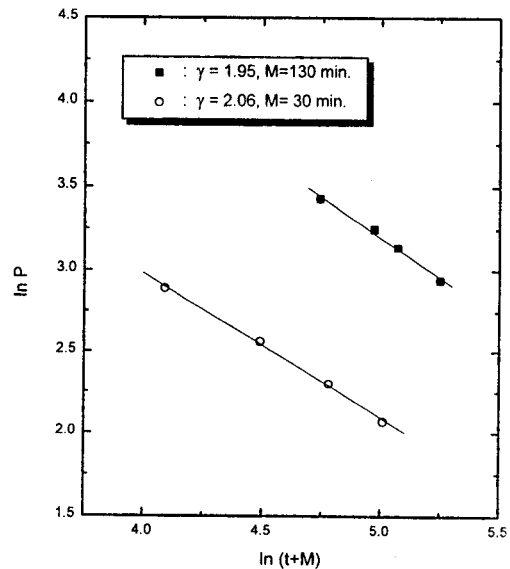


Fig. 5. Determination of the order of reaction for recovery a) Stage I(703-753K) and b) Stage II(813-873K) for base metal (irradiated to $2.3 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ at 561K).

서 등온소둔 시간 τ 의 함수로써 얻을 수 있다. $\theta_{i-1}=0$ 이므로 $\Delta \tau_i = \Delta \theta_i e^{E/kT_i}$ 는 $\tau_i = \theta_i e^{E/kT_i}$ 이고,

$$\begin{aligned} \ln \tau_i &= \ln \theta_i + E/k T_a \\ &= \ln t_i + E/k T_a - E/k T_i \\ &= C_1 + C_2 - E/k T_i \end{aligned} \quad (3)$$

여기서 $C_1 = \ln t_i$ 그리고 $C_2 = E/k T_a$ 이다. 단일 활성화 과정에서 $\ln \tau_i$ 는 $1/T$ 에 비례하므로 (3) 식의 기울기로부터 활성화 에너지를 얻을 수 있다. 그림 5에서 P는 결함농도 n 에 비례하는 물성의 변화(경도값)를 나타내며, t 는 등시소

둔시간 그리고 M 은 소둔에 의해 결함농도가 무한한 값에서 P_0 에 대응하는 값으로 감소하는데 필요한 시간이다. 여기서 P_0 는 $t=0$ 일때의 P 의 값이다.⁷⁾ 만일 물성의 변화가 결함농도 n 에만 의존하고 단일 활성화 과정에 의해 일어난다면, 회복반응률상수 K 는 화학반응방정식에 의해 다음과 같이 결정되며, γ 는 회복반응차수를 나타낸다.

$$dN/dt = -K n^\gamma \equiv -K n^\gamma e^{(-E/KT)} \quad (4)$$

그림 4와 5는 모재의 각 회복구간에서 활성화에너지와 반응차수를 나타낸 그림으로, 1단계 회복구간(703K ~ 753K)에서 활성화에너지는 2.50 eV, 반응차수는 $\gamma=1.95$ ($M=130$ 분), 반응율상수 $K=3.43 \times 10^{-4}/\text{min}$ 이고, 2단계 회복구간(813~873K)에서는 활성화에너지가 2.93 eV, 반응차수 $\gamma=2.06$ ($M=30$ 분), 반응율상수 $K=7.14 \times 10^{-4}/\text{min}$ 로서, 반응율상수 K 는 등시소둔온도가 743K에서 833K로 증가함에 따라 대략 2배 정도 증가하였다.

3.3 열처리 회복거동

본 실험에서 사용된 원자로 압력용기강의 조사시편에서 열처리 회복거동을 구명하기 위해서는 비조사재의 미세조직, 조사에 따른 비평형 조직의 생성 및 조사결함과 기존재하는 결함 혹은 불순물 합금원소등과의 상호작용 그리고 원자로에서 조사결함의 가동중 거동이 구명되어야 하고, 이를 바탕으로 가동온도보다 높은 (>673 K) 온도에서의 회복거동이 구명되어야 한다. 일반적으로 압력용기강은 다양한 합금원소로 구성되어 있어 제조 당시부터 높은 전위밀도, 석출물, 편석 등이 존재하고 있다. 이런 재료가 561 K의 가동온도에서 중성자에 조사되면 재료가 취화되는데, 이러한 취화 원인에 대한 지금까지의 연구결과를 종합하면,^{13,14)} 조사에 따른 점결함(vacancy, interstitial)의 생성 및 이들 점결함과 잔류 불순물(Cu, P) 혹은 합금원소(Ni)와의 상호작용에 의하여 생성된 결함들이 주요 원인으로 밝혀져 있다. 특히 Cu가 과포화된 압력용기 재료인 경우에는 중성자 조사에 따른 미세한 Cu 석출물 생성이 전위의 이동을 방해하여 취화를 유발시키는 것으로 알려져 있다. Cu의 함량이 적은 경우에는 안정화된 vacancy-interstitial cluster 혹은 interstitial 및 vacancy loop 형성이 주요 요인으로 거론되고 있으나 현재까지 명확하게 규명되어 있지 않다. 따라서 조사취화된 재료의 열처리 회복거동을 정밀하게 분석하기 위해서는 조사 전, 후의 열처리에 따른 미세조직의 변화를 관찰하여야 하나, 중성자 조사에 기인한 원자단위의 이동과 수 nm 크기의 극미세 석출물의 변화는 SANS, APFIM 등으로만 관찰 가능하다. 따라서 본 재료의 열처리 회복 거동은 회복 모델에 관한 기존연구 데이터들^{15~17)}과 최근에 본 연구재료와 비슷한 조성과 중성자 조사량을 가진 재료를 APFIM을 이용, 소둔 열처리 후 미세조직을 정밀 분석한 Pareige 등¹⁸⁾의 논문을 기초로 해석하였다. Pareige는 0.28wt.% Cu를 포함한 용접금속과 0.02wt.% Cu의 탄소강 모재에 대하여 최대 $3.5 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ ($E \geq 1.0 \text{MeV}$)까지 조사시킨 후 APFIM으로 분석한 결과, Cu 함량이 높은 용접금속의 경우 $6.6 \times 10^{18} \text{ncm}^{-2}$ 의 낮은 조

수량에서는 조사 전, 후의 기지내 Cu 함량의 변화는 거의 없었으나 $3.5 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ 의 조사후에는 기지내의 Cu 함량은 약 1/3로 줄어든 반면 조사에 기인한 Cu 집합체의 밀도는 약 2배 증가함을 관찰하였다. 반면에 Cu 함량이 낮은 모재금속의 경우 동일 조사 조건에서도 기지의 Cu 함량 변화는 약간 감소하였고 기지 내에는 P의 분위기만 검출되고 Cu 집합체는 검출되지 않았으나 그 존재 가능성에 대해서만 언급하였다. 그러나 Auger 등은¹⁹⁾ 조성성분이 0.09 wt.% Cu인 불탄서 Chooz A 원자력발전소 압력용기강을 $2.5 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ 및 $6.6 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ 조사시킨 재료의 기지의 Cu 함량을 분석한 결과 기지 내 Cu 함량은 모두 1/2정도로 감소한 반면 Cu 집합체의 수밀도는 중성자 조사량이 증가함에 따라 3.3~5.7배 증가함을 보였다. 이들의 연구에서 조사재료에 대한 회복 열처리 결과, 중성자 조사로 인한 Cu 집합체들은 분해과정을 거쳐 Cu 입자들로 성장한다고 보고하고 있으며, 이들 Cu 입자들은 회복 열처리 후 재료의 기계적성질에는 큰 영향이 없는 것으로 알려져 있다. 본 연구재료에서 Cu 함량은 0.063wt.%로써 Auger가 사용한 재료와 비슷하고 Pareige가 사용한 모재보다 약 3배 이상 함유하고 있으며, 중성자 조사량은 $2.3 \times 10^{19} \text{ncm}^{-2}$ 로써 그들의 조사량과 비슷함을 고려해 볼 때, 본 재료에서도 Cu 집합체의 수밀도는 적으나 존재한다고 생각되며, 소둔열처리 과정에서 분해되어 Cu 입자로 안정화 되었다고 생각된다.

따라서 지금까지의 조사된 model alloy, 압력용기강 등에 대한 열처리회복 관련자료와 SANS 및 APFIM 자료를 참고로 본 실험의 결과를 해석할 때, 본 재료의 회복은 오랜 가동시간 중 가동온도에서 interstitial 원자 등에 의하여 안정화되어 있던 조사결함(defect clusters, precipitates, dislocation 등)들이 회복 열처리온도에서 분해 및 소멸되고(1 단계회복) self-interstitial로 존재하던 Fe 원자와 vacancy(vacancy clusters들의 분해로부터 공급되거나 회복 열처리 온도에서 형성된 vacancy)들이 재결합(2 단계회복)하여 일어나는 것으로 판단된다. 이는 본 실험에서 구한 회복활성화 에너지와 반응차수를 지금까지 보고된 회복관련 자료들(활성화 에너지, SANS 및 APFIM 자료들)과 비교하여 도달한 결론이다(Fe 기지내 치환형원소의 확산에너지 2.6eV,²⁰⁾ vacancy-vacancy 결합에너지 0.1~0.2eV,²¹⁾ vacancy migration energy ~0.68eV,²¹⁾ carbon-vacancy 결합에너지 0.41eV.^{22,23)} 특히 본 재료의 탄소함량이 0.16wt.%로써 vacancy cluster와의 반응을 고려할 때, 1단계 회복은 interstitial 원자들에 의하여 안정화되어 있던 vacancy cluster들이 높은 회복온도에서 분해를 함으로써 빠른 회복거동을 보이는 것으로 판단된다. 한편 각 회복온도에서 등온소둔 거동을 나타내는 반응율상수는 그림 3에서 보는 바와 같이 833K에서 asymptote 도달시간은 743K보다 대략 2배정도 빠르다는 것을 보여주고 있다. 따라서 반응율상수와 등온소둔 거동은 원자로에서 실제 소둔 열처리가 고려되었을 때, 다양한 조사이력과 조성성분을 가진 재료에 대한 충분한 소둔 열처리 database가 준비되어

있다면, 회복 반응율상수는 소둔 시간과 온도를 추정하는데 사용할 수 있을 것이다.

그림 2의 703K에서 관찰된 경도피크는 중성자에 조사되지 않은 본 재료에서도 같은 현상을 보이는 것으로 보아 조사결함의 작용이 배제된 현상으로서 본 재료와 같이 Quenching-Tempering된 재료를 다시 보다 높은 온도에서 열처리할 때 나타날 것으로 예측되는 불순물원소의 입계 확산 및 석출에 의한 템퍼취성에 의한 것으로 판단된다. quenching된 강을 623K~848K에서 열처리하는 경우 primary austenite boundary에 편석되는 P, Sb, Sn 등과 같은 불순물들은 취화 현상을 나타내는 것으로 알려져 있다.^{24, 25)} 이 현상은 또한 본 재료의 본 재료의 Ni 함량(0.71wt%)을 고려해 볼 때 Ni이 0.1% 이상 함유된 압력용기강에서 Hawthorne²⁶⁾ 등이 관찰한 템퍼 취성과도 관련이 있을 것으로 판단된다. 한편, 703K 경도 피크와는 달리 813K에서 관찰된 피크는 비조사재에서는 나타나지 않은 것으로 조사결함이 작용한 조사회복경화(RAH: Radiation Anneal Hardening) 현상으로 판단된다. BCC 결정구조에서 발견되는 이러한 RAH 현상은 회복열처리 온도에서 C, N, O와 같은 interstitial원소들이 조사로 인하여 형성된 결함들(depleted zone, dislocation loop 등)로 확산 이동하여 강력한 전위이동의 장애물로 작용하는 불순물-조사결함 집합체(impurity-defect cluster)를 형성함으로써 일어나는 현상^{27, 28)}으로 알려져 있다.

4. 결 론

중성자에 조사된 Mn-Mo-Ni 저합금강에 대하여 동시, 등온소둔 열처리를 수행하여 조사결함들의 회복거동을 해석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

동시소둔 열처리 회복은 2단계의 회복구간(703~753K, 813~873K)에서 일어나, 각 회복단계에서 미세경도 회복량은 57.5%와 42.5%이었다. 743K, 833K에서 수행한 등온소둔 결과, 등온소둔 회복경향은 각 회복단계의 회복 반응율상수와 일치하며 회복은 열처리 온도에 상관없이 약 60%의 회복이 모두 120분간에 회복되었다.

각 회복구간에서 회복활성화에너지는 2.50eV와 2.93eV, 회복반응 차수는 $\gamma=1.95$ 와 $\gamma=2.06$, 반응율상수는 $K=3.43 \times 10^{-4}/\text{min}$ 및 $K=7.14 \times 10^{-4}/\text{min}$ 로 결정되었다. 본 재료의 회복은 오랜 가동시간 중 가동온도에서 interstitial 원자 등에 의하여 안정화되어 있던 조사결함(defect clusters, precipitates, dislocation 등)들이 회복 열처리 온도에서 분해 및 소멸되고(1 단계회복) self-interstitial로 존재하던 Fe 원자와 vacancy clusters 등의 분해로부터 공급되거나 회복 열처리 온도에서 형성된 vacancy 들이 재결합(2 단계회복)하여 일어나는 것으로 판단된다.

RAH는 813K에서 관찰되었고, 본 연구에 사용한 재료가 비교적 높은 탄소함량(0.16wt%)과 오랜 조사시간(5.28 EFPY)으로 인한 침입형 원소와 조사이력에 의해 영향을 받은 것으로 생각된다. 그리고 703K에서 나타난 피크는 템퍼취성에 기인한 것으로 추정되며, 이것은 불순물

원자들이 결정립계에 편석되기 때문이다.

이와 같은 연구결과에서 조사손상과 열처리 회복에 미치는 여러 환경적인 요인들을 고려해 볼 때, 이러한 요인들이 결함회복에 미치는 영향을 모두 규명한다는 것은 어려운 일이다. 또한 원자로 압력용기강의 열처리 회복거동에 대한 modeling을 위해 많은 연구용 원자료를 이용한 데이터가 사용되었다고 하지만 이와 관련한 낮은 중성자 조사량을 가진 상업용 원자로의 데이터가 제한되어 있는 현실에서 실제 상업용 원자로에서의 조사손상과 회복거동을 파악하기 위해서는 더 많은 데이터가 요구되고 있는 실정이다.

참 고 문 헌

1. Code of Federal Regulations, 10 CFR 50, App. G, 60(243), 65467 (1995)
2. Code of Federal Regulations, 10 CFR 50, App. H, 60(243), 65468 (1995)
3. V.N. Shah and P.E. Macdonald, Elsevier, Amsterdam, 61 (1993)
4. ASTM E-509, 12.02 (1986)
5. T.R. Mager, EPRI NP-2712, Vol. 1 and 2, 1 (1982)
6. A.C. Damask et al., Gordon and Breach Science Publisher, New York, 145 (1971)
7. C.J. Meechan and J.A. Brinkman, Phys. Rev. 103, 1193 (1971)
8. D. Pachur, Nucl. Tech. 59, 463 (1982)
9. D.J. Harvey and M.S. Wechsler, ASTM-STP 782, 502 (1982)
10. E. Mader, G.E. Lucas and G.R. Odette, ASTM-STP 1125, 151 (1992)
11. ASTM E-384-84, Standard test method for microhardness of material, in ASTM Standard, Philadelphia, PA, (1984)
12. W. Primak, Physical Review, 100(6), 1677 (1956)
13. E.A. Little, G Gage, Nuclear Energy, 33(3), 163 (1994)
14. G. Gage and E.A. Little, Nuclear Energy, 33(3), 153 (1994)
15. P.A. Beaven, et al., An international review 3rd volume, ASTM STP 1011, 243 (1989)
16. R.E. Stoller, 16th International symposium, ASTM STP, 1175 (1993)
17. R.G. Lott et al., 17th International Symposium, ASTM STP 1270, 87 (1996)
18. P. Pareige et al. Journal of Nuclear Materials 249, 165 (1997)
19. P Auger et al., J. Nucl. Mater., 225 (1995)
20. R.F. Decker and S. Floreen, Precipitation from iron-base alloys, Gordon and Greach, New York, 69 (1965)

21. R.A. Johnson, Diffusion in BCC metals, ASM, **357** (1967)
22. J.F. Mancuso, et al., ASTM STP-725, **38** (1981)
23. R.A. Arondt and A.C. Damask, Acta Metallurgica, **12**, 339 (1964)
24. D.A. Porter and K.E. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, Van. Nostrand Reinhold Co. Ltd., **427** (1981)
25. D.Y. Lee, et al., Metallurgical Transactions A, **15A**, 1415 (1984)
26. J.R. Hawthorne, ASTM STP **782** (1982)
27. Donald R. Olander, "Fundamental aspects of nuclear reactor fuel elements," Technical Information Center, US DOE, **405** (1976)
28. S.M. Ohr et al, in Second International Conference on Strength of Metal and Alloys, **2**, American Society of Metals, Metals Park, Ohio, **742** (1970)