

원자력용 개량 9Cr-1Mo 및 9Cr-0.5Mo-2W 강의 미세조직과 기계적 특성 연구

김성호 · 송병준 · 한창석* · 국일현 · 류우석

한국원자력연구소 원자력재료기술개발팀

*동경공업대학교

A Study on Microstructure and Mechanical Properties of Modified 9Cr-1Mo and 9Cr-0.5Mo-2W Steels for Nuclear Power Plant

Sung Ho Kim, B.J Song, C.S Han,* Il Hiun Kuk and Woo Seog Ryu

Nuclear Material Technology Development Team, KAERI

*Tokyo Institute of Technology

(1999년 6월 29일 받음, 1999년 10월 4일 최종수정본 받음)

초 록 액체금속로 전열관재료용 개량 9Cr-1Mo 강의 특성에 미치는 텅스텐의 영향을 고찰하기 위하여 개량 9Cr-1Mo 강에 텅스텐을 2wt.% 첨가하여 템퍼링 온도에 따른 기계적 특성 및 미세조직의 변화를 조사하였다. 미세조직을 관찰한 결과 템퍼링시 전위회복에 의해 형성되는 셀 구조가 나타나는 템퍼링 온도는 개량 9Cr-1Mo 강의 경우 700°C 인 반면, 텅스텐을 첨가한 9Cr-0.5Mo-2W 강의 경우는 750°C 이었으며, 이 결과로부터 텅스텐 첨가는 전위회복을 지연하였음을 알 수 있다. 텅스텐을 첨가하여도 템퍼링 온도에 따라 생성되는 석출물의 종류는 차이가 없었으나, 텅스텐을 첨가한 강에 있는 석출물에는 텅스텐이 포함되어 있었다. 텅스텐의 첨가로 경도값, 고온 인장강도 그리고 항복강도가 증가하였다. 이것은 텅스텐 첨가로 인한 미세구조의 안정화에 기인하는 것으로 보인다. 충격시험에서는 항복강도가 낮은 개량 9Cr-1Mo 강이 더 우수한 충격파괴특성을 가졌다.

Abstract Microstructure and mechanical properties of Mod.9Cr-1Mo and W added 9Cr-0.5Mo-2W steels were investigated for liquid metal reactor (LMR) heat exchange tube. The tempering temperatures at which cell structure was formed were 700°C for Mod.9Cr-1Mo steel and 750°C for W added 9Cr-0.5Mo-2W steel, indicating the recovery of dislocation was delayed by the addition of W. 9Cr-0.5Mo-2W steel had the same kinds of precipitates with Mod.9Cr-1Mo steel, but the W was included in the precipitates in 9Cr-0.5Mo-2W steel. Micro-hardness and ultimate tensile strength of 9Cr-0.5Mo-2W steel were higher than those of Mod.9Cr-1Mo steel. The impact property of Mod.9Cr-1Mo steel was superior to that of 9Cr-0.5Mo-2W steel.

1. 서 론

최근 전세계적으로 에너지 절약의 목적으로 터빈로터, 보일러, 화력 및 원자력 발전소 등 에너지 플랜트에 대한 내구성 향상 및 고효율화가 추진되고 있으며, 이에 따라 높은 온도와 압력에서 견딜 수 있는 내열재료의 개발 연구에 많은 노력을 기울이고 있다.^{1~3)} 기존 화력발전소의 고온·고압 분위기에 사용되었던 내열재료로서는 2.25Cr-1Mo 강 및 1.25Cr-0.5Mo 강 등이 있으나 최근에 초임계압 발전의 요구에 따라 지난 20년간 9Cr-1Mo 강과 12Cr 강 등에 대하여 많은 연구개발이 이루어졌다. 국내에서도 2010년경 액체금속로 실증로를 건설하려는 계획을 추진하고 있으며, 이에 따라 많은 연구를 수행하고 있다.⁴⁾ 이를 위하여 기술 블록화 추세 속에서 액체금속로 개발 선진국에서 기술 전수를 꺼리는 핵심요소 기술의 확보가 실증로 개발에 매우 중요한 요인으로 고려된다. 이 요소기술 가운데 하나로 액체금속로 증기발생기 전열관 재료는 액체나트륨 및 물과 접촉하고 있어 물과 액체나트륨에서의 내부식성과 응력부식균열에 대한 저항성이 요구되고 있다. 9Cr-1Mo 강은 고온강

도, 용접성 및 가공성 등이 우수하고 특히 응력부식균열과 액체나트륨에서의 탈탄 저항성이 우수하여^{5,6)} 국내에서도 향후 액체금속로용 증기발생기 전열관의 주요 소재로 활용될 후보재료이다. 기존의 9Cr 강에서 탄소 함량을 감소시키고, Mo의 함량을 증가시키고 동시에 V, Nb 등의 합금원소를 미량 첨가시켜 V(C,N), Nb(C,N) 등과 같은 고온에서 안정한 탄질화물을 형성시킨 개량 9Cr-1Mo 강이 개발되었다. 이 강은 높은 온도에서도 우수한 고온강도와 안정성을 가지고 있는 재료이다. 특히 최근에는 개량 9Cr-1Mo 강의 고온강도를 더욱 향상시키고자 하는 연구가 활발히 진행되고 있다.

Cr-Mo 강이 고온에서 장시간 높은 강도를 유지하기 위해서는 미세조직의 안정성이 필요하다. 미세조직의 안정성은 석출물의 성장속도와 마르텐사이트 래스내에 형성된 셀의 성장속도에 의존하는데, 특히 템퍼링시에 생성된 석출물의 안정성이 중요하다. 생성된 석출물은 형성 엔탈피가 높을수록 안정하여 $Fe_3C < Cr_7C_3 < M_{23}C_6 < \text{금속간화합물} < VC < NbC$ 순으로 안정하다. 템퍼링시 생성된 석출물의 안정성을 향상시키기 위해서는 가능한 고온에서 템퍼링하여

Table 1. Chemical composition of Mod.9Cr-1Mo and 9Cr-0.5Mo-2W steels.

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	W	N
Mod.9Cr-1Mo	0.099	0.32	0.42	0.10	9.03	0.96	0.22	0.094	-	0.032
9Cr-0.5Mo-2W	0.096	0.06	0.44	0.19	8.95	0.48	0.204	0.055	1.9	0.045

야 하므로 템퍼링 저항성이 향상된 재료의 개발이 필요하다.⁷⁾ 템퍼링 저항성을 향상시키는 한 방안으로는 텅스텐 첨가가 있다. 텅스텐을 첨가하면 Fe의 자기확산을 억제하여 석출물의 형성을 지연하고, 또한 전위의 이동을 효과적으로 방해하여 전위회복을 감소시키는 효과가 있다.⁸⁾

따라서 본 연구에서는 액체금속로 전열관 후보 재료인 개량 9Cr-1Mo강의 특성에 미치는 텅스텐의 영향을 고찰하기 위하여 개량 9Cr-1Mo강을 기준으로 Mo의 일부를 W 2%로 대체하여 템퍼링 온도의 변화에 따른 마르텐사이트 래스 구조의 변화, 석출물의 형성거동, 그리고 고온 기계적 특성을 조사하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 재료는 진공유도용해로를 사용하여 30 kg의 잉곳으로 제작하였으며, 이 잉곳을 아르곤 분위기에서 1150°C까지 가열한 뒤 2시간 동안 유지한 후 열간압연하여 15 mm와 4 mm 두께의 판재를 제작하였다. 본 실험에 사용된 시편의 화학조성은 표 1과 같다. 9Cr강계의 열처리는 노말라이징과 템퍼링 처리를 함으로써 고온 기계적 성질을 향상시키는 것이 일반적인 방법으로 알려져 있다. 열처리는 진공 튜브로를 이용하였다. 1050°C에서 1시간 동안 노말라이징 처리 후 공기 중에서 냉각하였다. 그리고 템퍼링 처리는 500°C부터 800°C의 온도범위에서 2시간 동안 하였다. 열처리에 따른 시편의 래스 마르텐사이트 구조, 탄화물의 종류 및 형상 등의 변화는 thin foil 및 carbon extraction replica를 만들어 EDS가 부착된 TEM으로 관찰하였다. 그리고 템퍼링 온도에 따른 경도 값의 변화를 살펴보기 위하여 Vickers 미소경도기로 경도 값을 측정하였다. 하중을 500g으로 하여 각 시편에 대해 10회 측정 후 평균하여 경도값을 구하였다. 열처리 조건 및 시험온도에 따른 인장특성을 파악하기 위하여 상온에서부터 700°C까지의 온도에서 고온인장시험을 하였다. 인장시험 시편의 게이지 길이는 25mm로 하였으며, 인장시편은 두께 4mm의 판재에서 인장시편의 길이 방향이 압연방향에 평행하게 채취하였다. 그리고 샤피충격 시험기를 이용하여 ASTM E23에 따라 충격시험을 하였다. 충격시험 시편은 45° V-노치 (10x10x55mm) 형태로 만들었으며, 충격시편의 길이 방향이 압연방향에 평행하게 채취하였다. V-노치는 L-T면에 만들었다.

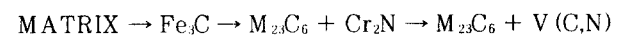
3. 결과 및 고찰

3.1 열처리에 따른 미세조직 변화

텅스텐 첨가에 따른 마르텐사이트 조직의 변화를 살펴보기 위하여 두 강도의 미세조직을 TEM을 이용하여 관찰하였다. 사진 1에 1050°C에서 노말라이징한 후 템퍼링 온도에

따른 마르텐사이트 래스 조직변화를 나타내었다. 노말라이징은 오스테나이트 단상영역에서 수행하므로 노말라이징 처리를 하면 마르텐사이트에서 오스테나이트로의 변태가 일어나고, 석출하고 있던 탄화물들의 분해가 일어나서 탄소 등의 합금원소가 기지내로 고용된다. 템퍼링은 A₁ 온도 이하에서 하는데 템퍼링 처리를 하면 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태시에 생성된 많은 전위들의 회복이 일어나고 탄화물들이 석출한다. 개량 9Cr-1Mo강을 500°C부터 600°C까지의 온도범위에서 템퍼링한 경우에는 노말라이징한 상태의 조직과 별다른 차이를 보이지 않았다. 그러나 650°C에서 템퍼링한 경우에는 전위 회복 현상에 의한 전위들의 재배열로 래스내에 셀 구조가 형성되기 시작하는 것이 관찰되었다. 이러한 셀 구조는 700°C에서 템퍼링 처리 후 더욱 뚜렷해졌으며, 전위가 래스경계에 수직방향으로 재배열되는 것을 관찰할 수 있었다. 750°C에서는 셀이 좀 더 조대한 크기의 등축구조 (equiaxed structure)로 변화하고 있었다. 800°C에서는 셀 내의 전위는 대부분 사라지고, 셀이 더욱 성장하고 있었다. 1050°C에서 노말라이징한 9Cr-0.5Mo-2W 강도의 템퍼링 온도에 따른 마르텐사이트 래스조직은 개량 9Cr-1Mo강에 비하여 높은 온도에서 변화가 발생하여, 700°C에서 템퍼링한 조직에서도 래스내에 전위가 높은 밀도로 분포하고 있는 것을 알 수 있으며, 마르텐사이트 래스내에 셀 구조가 뚜렷하게 관찰되지 않았다. 템퍼링 온도를 750°C로 상승시키면 9Cr-0.5Mo-2W강은 전위회복에 의해 셀 구조가 형성되어 템퍼드 마르텐사이트로 변화가 시작되었으며, 또한 800°C에서도 아직 셀 내에 많은 전위들이 존재하고 있었으며, 래스폭과 셀의 크기도 개량 9Cr-1Mo강의 경우에 비해서 작은 것을 알 수 있었다. 즉 첨가된 텅스텐은 기지내 합금원소, 특히 Fe의 자기확산속도 (self-diffusion rate)를 감소시켜 전위회복을 지연시킨다는 결과와 잘 일치하였다.⁸⁾

9Cr강은 노말라이징 처리 후에 템퍼링을 함에 따라 급냉 후 형성된 마르텐사이트의 과포화상태가 풀리고 혼합상 등이 평형에 접근하면서 여러 가지 석출물들이 생성된다. 일반적으로 9Cr강에서 템퍼링 처리에 따라 나타나는 석출물의 생성은 다음과 같이 보고되고 있다.⁹⁾



개량 9Cr-1Mo강과 9Cr-0.5Mo-2W강의 석출물을 TEM으로 관찰한 결과, 1050°C에서 1시간 동안 노말라이징하면 대부분의 M₂₃C₆ 탄화물은 분해되고, 고온에서도 안정한 NbC 탄화물만 일부 존재하고 있다. 템퍼링 처리에 따른 탄화물 석출거동을 보면, 600°C에서 템퍼링할 때부터 오스테나이트 입계와 마르텐사이트 래스 경계에 M₂₃C₆가



Photo 1. Tempered martensite structure of Mod.9Cr-1Mo steel (a-d) and 9Cr-0.5Mo-2W(e-h) steel : tempered at (a,e) 650°C (b,f) 700°C (c,g) 750°C (d,h) 800°C

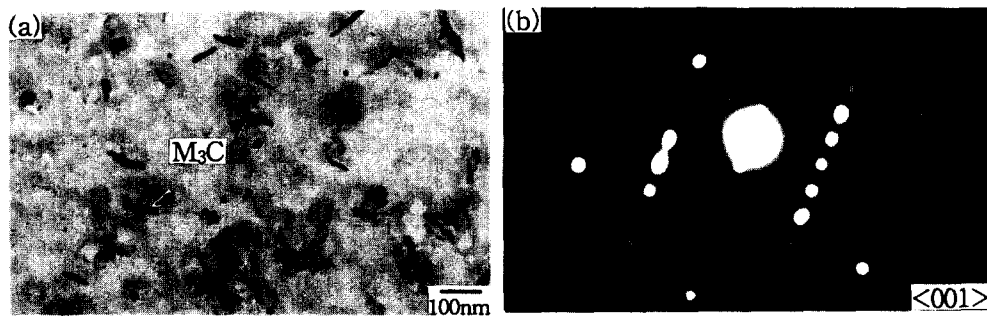


Photo 2. TEM morphology of 9Cr-0.5Mo-2W steel tempered at 600°C (a) carbide morphology and (b) SAD pattern of M_3C

석출하기 시작하였고, 래스 내부에는 구형의 NbC가 석출하고 있었다. 그 외에 사진 2와 사진 3에 나타낸 바와 같이

서로 다른 화학조성을 갖는 두 가지 침상 석출물이 존재하고 있었다. 이 석출물을 TEM과 EDS로 분석한 결과 9Cr-

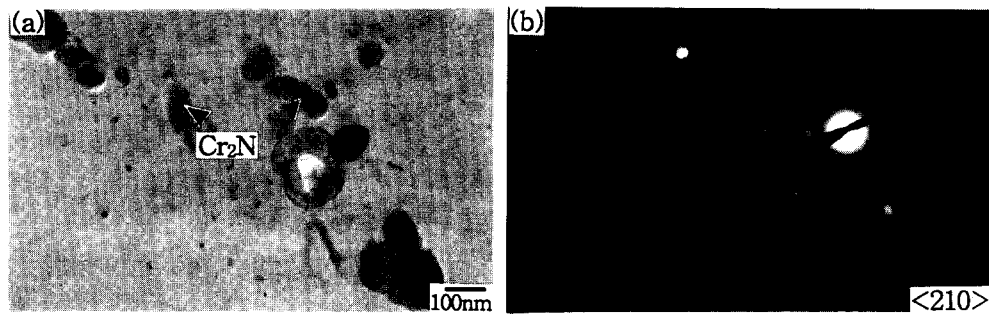


Photo 3. TEM morphology of 9Cr-0.5Mo-2W steel tempered at 650°C (a) carbide morphology and (b) SAD pattern of Cr₂N

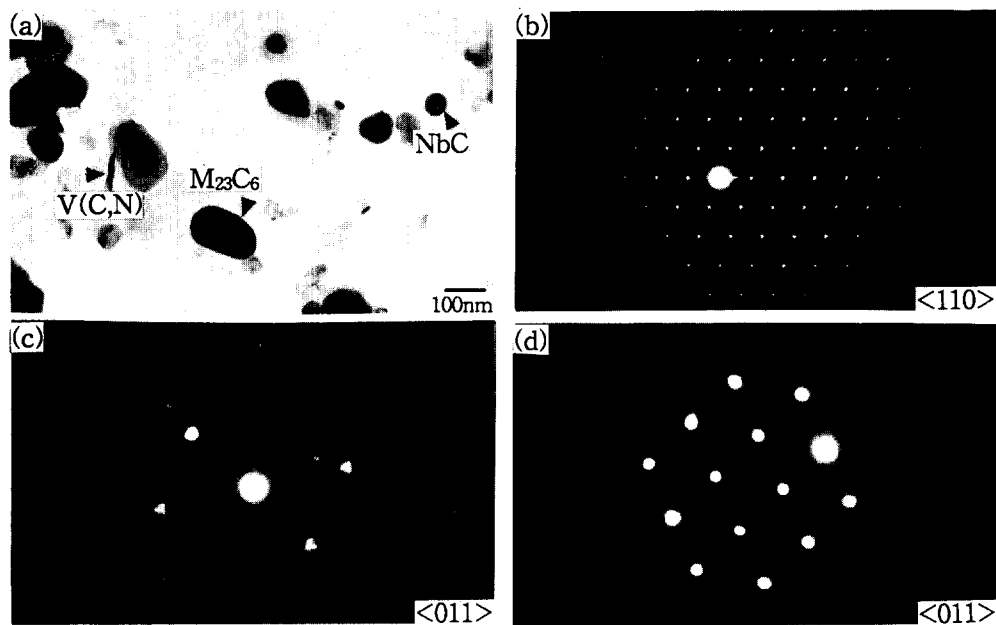


Photo 4. TEM morphology of 9Cr-0.5Mo-2W steel tempered at 800°C (a) carbide morphology and SAD pattern of (b) M₂₃C₆, (c) V(C,N), and (d) NbC.

0.5Mo-2W강에 있는 석출물은 사방정 구조의 M₃C (38Fe-58Cr-4W)와 육방정 구조의 Cr₂N (83Cr-7Mo-7W-3Fe)이었다. 개량 9Cr-1Mo강에도 9Cr-0.5Mo-2W강에서와 같은 석출물이 존재하고 있었으나 화학조성은 M₃C가 51Fe-45Cr-4Mo이고, Cr₂N은 84Cr-11Mo-4Fe-1V으로 W이 포함되어 있지 않았다. M₃C는 마르텐사이트 래스 내부에 주로 석출하고 있으나, Cr₂N은 전위와 마르텐사이트 래스경계에서 우선적으로 핵생성하거나 석출물/기지 계면에서 생성되기도 하였다. 그리고 800°C에서 템퍼링하면 사진 4에서와 같이 주 석출물은 M₂₃C₆이었고, 셀 내부에는 구형의 NbC가 존재하며, M₃C와 Cr₂N은 관찰되지 않고 새로운 침상의 석출물이 존재하고 있었다. 침상 석출물을 EDS로 분석한 결과 개량 9Cr-1Mo강에서는 80V-15Cr-5Nb였으나, 9Cr-0.5Mo-2W강에서는 67V-17Cr-6Nb-10W으로 텅스텐이 약 10 at.% 첨가되어 있었다. 이 석출물은 저온 템퍼링시에 석출하고 있던 M₃C나 Cr₂N이 아니고 입방정 구조의 V(C,N)이었다.

그림 1에 각 템퍼링 온도에서 존재하는 석출물의 종류를 요약하여 나타내었다. 600°C 이상에서 존재하는 주 석출물은 모든 템퍼링 온도에서 M₂₃C₆이었으며, 그 외에 M₃C, Cr₂N, V(C,N) 그리고 NbC가 일부 석출하고 있었다. M₃C는 600°C보다 높은 온도에서는 석출하지 않고 있으며, Cr₂N은 600°C에서 템퍼링할 때 석출하기 시작하여, 700°C에서 템퍼링할 때까지 존재하고 있었으나, 750°C에서 템퍼링하였을 때는 사라지고 대신 침상의 V(C,N)이 석출하고 있었다. NbC는 모든 템퍼링 온도에서 존재하고 있었다. 본 연구결과에서는 두 강에서 템퍼링 온도에 따라 생성되는 석출물의 종류는 차이가 없는 것으로 나타났다. 그러나 텅스텐을 함유한 9Cr-0.5Mo-2W강에서는 모든 석출물에 텅스텐이 포함되어 있었다. 석출물에 텅스텐이 포함되면 석출물이 안정화되어 고온에서 장시간 시효처리하여도 석출물의 성장이 크게 일어나지 않는 것으로 알려져 있어¹⁰⁾ 9Cr-0.5Mo-2W강에서 장시간 고온강도의 향상이 기대된다.

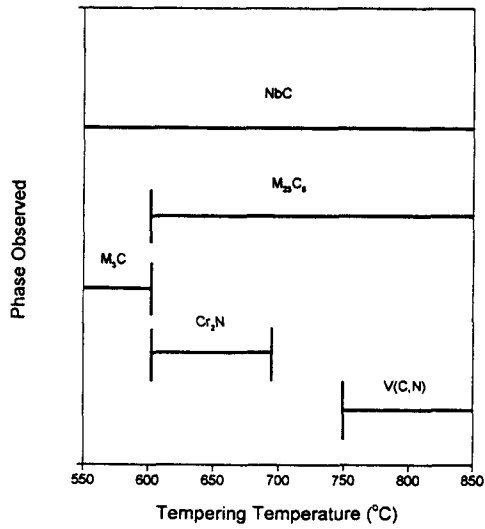


Fig. 1. Phases observed with tempering treatment.

3.2 기계적 특성 변화

그림 2에 템퍼링 온도에 따른 개량 9Cr-1Mo강과 9Cr-0.5Mo-2W 강의 미소경도 변화를 나타내었다. 템퍼링 온도가 상승함에 따라 전위의 회복으로 인한 전위밀도의 감소, 탄화물 석출로 인한 고용탄소함량 감소, 그리고 탄화물 성장이 일어나 미소경도값은 전반적으로 감소하고 있다. 통상 템퍼링은 650°C 부터 800°C 사이에서 수행하는데 템퍼링 온도가 높아지면 경도와 강도가 감소하고, 충격흡수에너지는 높아진다. 미세조직 안정화 관점에서는 가능한 높은 온도에서 템퍼링하는 것이 바람직하나 이 경우에 최소한의 강도를 유지해야 하므로 템퍼링온도에 제한이 있다. 따라서 템퍼링시에 높은 경도를 유지하고 있다면 더 높은 온도에서 템퍼링하는 것이 가능해진다. 텅스텐을 첨가한 9Cr-0.5Mo-2W 강의 미소경도값이 개량 9Cr-1Mo강에 비해서 높은 값을 나타내고 있어 텅스텐 첨가량이 더 높은 온도에

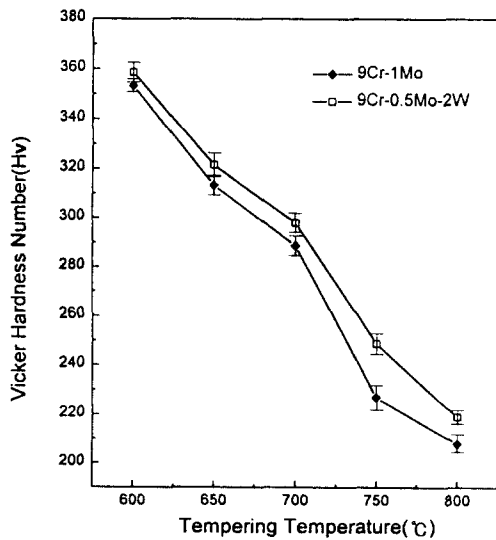


Fig. 2. Change of Vickers microhardness with tempering temperature.

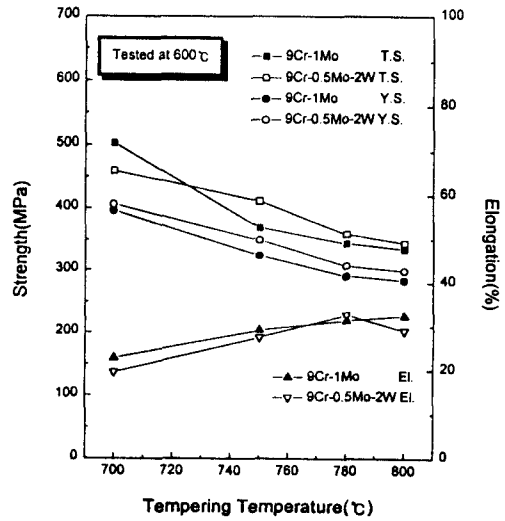


Fig. 3. Change of tensile properties with tempering temperature.

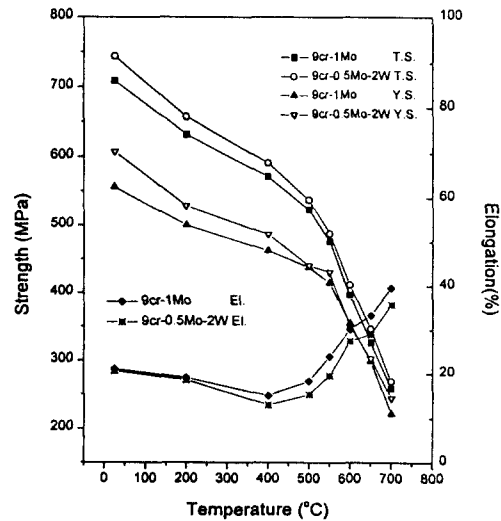


Fig. 4. Change of tensile properties with test temperature.

서 템퍼링할 수 있으므로 더 안정한 미세조직을 얻을 수 있을 것으로 기대된다.

1050°C에서 노말라이징 처리한 후, 템퍼링 온도를 변화시킨 개량 9Cr-1Mo강과 9Cr-0.5Mo-2W강을 600°C에서 인장시험한 결과를 그림 3에 나타내었다. 경도변화에서와 마찬가지로 템퍼링 온도가 증가함에 따라 인장강도와 항복강도는 감소하고 있으며, 연신율은 증가하고 있다. 텅스텐 첨가량이 9Cr-1Mo강에 비해 전반적으로 최대 5% 정도 높은 인장강도와 항복강도를 유지하고 있는데, 이것은 텅스텐 첨가로 템퍼링 저항성이 향상되어 전위의 회복이 억제됨으로서 템퍼링 온도가 증가하여도 마르텐사이트 래스 내부에 셀 구조의 형성이 지연된 미세조직 결과와 잘 일치한다.

1050°C에서 노말라이징 처리한 후, 750°C에서 템퍼링한 시편으로 시험온도를 변화시키면서 고온인장시험한 결과

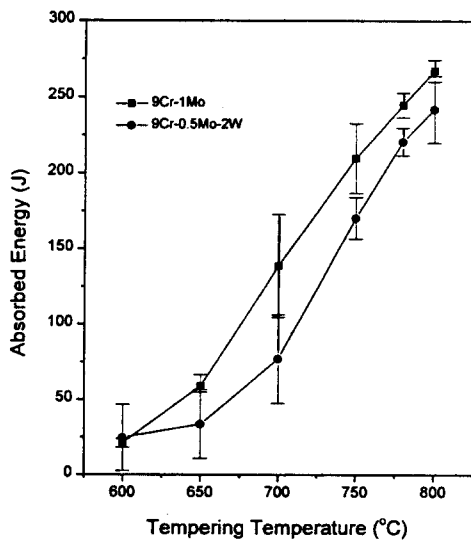


Fig. 5. Variation of Charpy impact absorbed energy at 298K with tempering temperature.

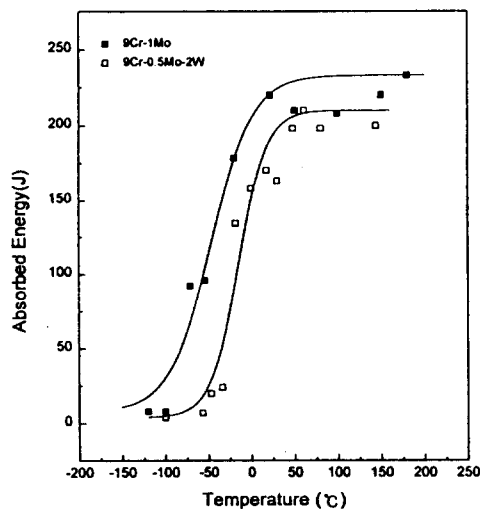


Fig. 6. Charpy impact test results.

를 그림 4에 나타내었다. 그림으로부터 알 수 있듯이 시험 온도가 높아짐에 따라 인장강도와 항복강도는 점차 감소하는 경향을 나타내고 있으며, 반면에 연신율은 증가하는 전형적인 고온인장시험 결과를 나타내고 있다. 상온에서의 인장강도는 개량 9Cr-1Mo강이 710MPa이고, 9Cr-0.5Mo-2W강은 745MPa로 텅스텐 첨가에 의해 인장강도가 약 5% 증가하고 있었다. 상온에서의 항복강도도 마찬가지로 텅스텐 첨가에 따라 증가하고 있으나, 연신율은 낮은 값을 가지는 것으로 나타났다. 텅스텐 첨가량이 개량 9Cr-1Mo강에 비해 모든 시험온도에서 최대 5% 정도 높은 강도를 나타내고 있었다.

그림 5는 1050°C에서 1시간 노말라이징 처리한 후, 템퍼링 온도를 변화시키며 상온에서 충격시험한 결과를 나타낸 것이다. 개량 9Cr-1Mo강은 템퍼링 온도 650°C까지의 충격흡수 에너지 값은 60J 미만이었으나, 템퍼링 온도가 700°C로 증가하면서 충격흡수 에너지 값이 약 80J 이상 크

게 증가함을 알 수 있다. 반면에 9Cr-0.5Mo-2W강은 750°C에서 템퍼링하였을 때 충격흡수에너지가 크게 증가하고 있었다. 이와 같이 특정 템퍼링 온도에서 연성과괴파가 일어나며 충격에너지가 크게 증가하는 것은 미세조직이 전위의 회복으로 래스 내부에 셀과 같은 아결정립이 형성되며 템퍼드 마르텐사이트 조직으로 변화하였기 때문이다. 9Cr-0.5Mo-2W강은 항복강도가 높은 반면에 전반적으로 낮은 충격흡수에너지를 나타내고 있었다.

그림 6은 750°C에서 템퍼링한 시편으로 파괴충격시험을 수행하여 구한 연성-취성 전이곡선이다. 연성-취성 전이 온도를 충격흡수에너지 값이 50J일 때의 온도로 정의하면, 개량 9Cr-1Mo강과 9Cr-0.5Mo-2W강의 연성-취성 전이 온도는 각각 약 -80°C와 -30°C로서 개량 9Cr-1Mo강이 더 낮은 온도를 나타내었으며, upper shelf 에너지도 9Cr-1Mo강이 더 높은 값을 가지고 있었다. 일반적으로 항복강도가 높아지면, 연성-취성 전이온도도 증가하고 upper shelf 에너지는 감소하므로¹¹⁾ 항복강도가 낮은 개량 9Cr-1Mo강이 더 우수한 충격과괴파특성을 나타내고 있었다.

4. 결 론

액체금속로 전열관재료용 개량 9Cr-1Mo강과 텅스텐을 2wt.% 첨가한 9Cr-0.5Mo-2W강에서 템퍼링 온도에 따른 기계적 특성 및 미세조직의 변화를 조사하여, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 미세조직을 관찰한 결과, 템퍼링시 전위회복에 의해 형성되는 셀 구조가 나타나는 온도는 개량 9Cr-1Mo강의 경우 템퍼링 온도가 700°C인 반면, 텅스텐을 첨가한 9Cr-0.5Mo-2W강의 경우는 750°C인 점으로부터 텅스텐 첨가에 의해 전위회복이 지연되었음을 알 수 있다. 텅스텐 첨가로 템퍼링 온도에 따라 생성되는 석출물의 종류는 차이가 없었으나, 텅스텐 첨가강에 존재하는 석출물에는 텅스텐이 포함되어 있었다.

2) 텅스텐을 첨가한 9Cr-0.5Mo-2W강에서 높은 경도 값을 유지하였으며, 또한 높은 고온 인장강도를 나타내었다. 이것은 텅스텐 첨가로 인한 전위회복의 지연에 기인하는 것으로 보인다.

3) 충격시험 결과 텅스텐 첨가는 연성과괴파가 나타나는 템퍼링 온도를 높였으나, 충격과괴특성은 텅스텐 첨가로 다소 악화되었다.

감사의 글

본 연구는 과기부에서 시행한 원자력중장기연구개발사업 중 원자력재료기술개발/노심재료 및 종합데이터 베이스 구축 과제의 일부분으로 수행된 것입니다.

참 고 문 헌

1. T. Fujita, Iron and Steel Institute of Japan International, **32** (2), 175 (1992).
2. J. Orr and D. Burton, Ironmaking and Steelmaking, **20** (5), 333 (1993).

3. F. Abe and S. Nakazawa, Metallurgical Transactions A, **23A**, 3025 (1992).
4. Mann Cho et al., Journal of the Korean Nuclear Society, **25**(2), 300 (1993).
5. J. Orr and L. Woollard, *Microstructural Development and Stability in High Chromium Ferritic Power Plant Steels*, pp. 53, ed. by A. Strang & D.J. Gooch, The Institute of Materials, Cambridge, (1997).
6. G.C. Bodine, JR., B. Chakravarti, S.D. Harkness, C. M. Owens, B. Roberts, D. Vandergriff, and C.T. Ward, *Pro. Inter. Conf. Ferritic Steels for Fast Reactor Steam Generator*, pp. 160, ed. by S.F. Pugh and E.A. Little, BNES, London, (1978).
7. F.B. Pickering, *Microstructural Development and Stability in High Chromium Ferritic Power Plant Steels*, pp. 1, ed. by A. Strang, The Institute of Materials, Cambridge, (1997).
8. J. Cermak et al., Kov. Mater., **18**, 537 (1980).
9. R.G. Baker and J. Nutting, Journal of the Iron and Steel Institute, **192**, 257 (1959).
10. K.J. Irvine, D.J. Crowe and F.B. Pickering, Journal of the Iron and Steel Institute, **195**, 386 (1960).
11. E.A. Little, D.R. Harries and F.B. Pickering, *Pro. Inter. Conf. Ferritic Steels for Fast Reactor Steam Generator*, pp. 136, ed. by S.F. Pugh and E.A. Little, BNES, London, (1978).