'2000 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

HT9M강의 크리프 변형중 미세조직 변화에 미치는 텅스텐의 영향

The Effect of W on Microstructural Changes during Creep of HT9M Steel

김성호, 박광석, 송병준, 류우석

한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150

요 약

HT9M강에서 크리프 변형중 미세조직의 변화, 즉 석출물의 크기 변화와 래스 폭 변화, 석출물의 화학조성 변화를 전자현미경을 이용하여 정량적으로 측정하여 텅스텐 첨가로 인한 미세조직의 안정성 향상 여부를 관찰하였다. 크리프 변형중 탄화물내 Cr 부화와 Laves상 석출이 관찰되었는데, Cr 부화는 텅스텐 첨가로 지연되고 있었으나, Laves상 석출의 지연은 관찰되지 않았다. 그러나 텅스텐 첨가로 Laves상 석출량은 증가하였다. 석출물의 성장을 관찰한 결과 텅스텐 첨가로 석출물내에 텅스텐이 포함되면서 석출물의 안정성이 향상되어 석출물의 성장이 억제되었다. 또한 텅스텐 첨가로 전위조직이 안정화되어 크리프 변형에 따른 마르텐사이트 래스 폭의 성장도 감소하였다. 이상의 결과에서 텅스텐 첨가로 크리프 변형중 변형에 따른 미세조직의 열화가 억제되어 크리프 파단강도가 향상된 것으로 보인다. 텅스텐 첨가에 관계없이 HT9M강의 미세조직은 매우 높은 열적 안정성을 나타내어 크리프 시편의 나사부에서는 석출물의 성장과 래스 폭의 증가가 매우 적었다.

Abstract

Quantitative microstructural investigations (martensite lath width, particle size, chemical composition of particle) have been carried out using transmission electron microscopy (TEM). The enrichment of Cr in $M_{23}C_6$ carbide and the precipitate of Laves phase are occurred during creep deformation. The enrichment was delayed by the addition of tungsten, but the precipitate of Laves phase was not. The coarsening of precipitates and the increase of lath width were restricted by the addition of tungsten. HT9M and tungsten added HT9M steels

had a good thermal-induced microstructural stability, so the coarsening of precipitates and increase of lath width were very small in the head of crept specimen.

1. 서 론

고Cr 마르텐사이트강은 전력산업, 화학산업 그리고 석유산업에 널리 사용되는 재료이다. 특히 원자력 분야에서 고Cr-Mo강은 중성자 조사에 의한 void swelling 저항성이 매우 우수하여 액체 금속로 노심재료로 사용하고 있으며[1,2], 또한 저 방사화 특성으로 인해 핵융합로 1차벽 재료로 고려되고 있다[3,4,5]. 탄화물 형성원소인 Cr, Mo, V, Nb등을 함유한 고Cr강은 creep 저항성뿐 아니라 고온에서 장시간 사용할 때에 우수한 내산화성과 내부식성 등을 가지고 있다. 그러나 최근에는 가동온도를 높이고 사용 시간을 연장하기 위하여 creep 강도가 향상된 재료의 개발 요구가 높아지고 있다. 마르텐사이트 내열강의 고온강도는 합금원소에 의한 고용강화와 탄질화물에 의한 석출강화, 그리고 높은 전위밀도에 의해 얻어진다. 여러 합금원소 중에 텅스텐과 몰리브텐은 고용강화합금원소중의 하나로 기지에 고용되어 기지를 강화시키는 효과가 있으며, 또한 탄화물에 일부 고용되면 탄화물의 안정성에 영향을 미친다. 그리고 600°C정도에서 장시간 사용시에 금속간화합물인 Laves상 $[(Fe,Cr)_2(Mo,W)]$의 석출을 일으킨다.

오스테나이트 스테인레스강과 Ni-기 합금에서는 크리프 변형중 입계에 공공이 생성되고, 이것이 연결되어 파단되므로 입계의 성장과 연결이 크리프 수명을 직접 지배한다. 따라서 입계 공공의 성장과 연결과정을 관찰하면 파단에 이를 때까지의 단계를 추정할 수 있다. 그러나 크리프 연성이 우수한 페라이트강과 마르텐사이트강에서는 파단 직전에 공공이 관찰되므로 이것으로는 크리프의 진행을 알 수 없다. 마르텐사이트 내열강에서 크리프 변형기구는 래스 마르텐사이트의 조직 변화와 밀접한 관계를 가진다. 크리프 초기에 $M_{23}C_6$는 래스 경계에 봉상으로 석출하고 있어 전위의 이동을 효과적으로 억제하므로 크리프 강도 유지에 큰 역할을 한다. 그러나 크리프 변형중에 전위 등을 통하여 Cr이 확산하게 되면 탄화물이 Ostwalt 성장을 일으켜 봉상의 탄화물이 구형에 가까운 모양으로 변화된다. 이에 따라 래스 경계에 연속적으로 석출하던 탄화물의 연속성이 없어져 이 부분을 통한 전위의 이동이 용이해지므로 마르텐사이트의 회복이 급격히 일어나 기지가 연화되면서 크리프 변형은 가속된다. 이와 같이 크리프 변형속도의 변화와 마르텐사이트 조직 변화가 잘 대응된다. 따라서 회복에 따른 마르텐사이트 조직 변화로 크리프 변형거동을 결정할 수 있다.

HT9M강에 텅스텐을 첨가하면 그림 1에 나타난 바와 같이 동일한 크리프 파단 시간일 때 크리프 파단강도가 약 30MPa정도 향상되는 것을 관찰할 수 있었다[6]. 이에 따라 본 연구에서는 크리프 파단강도를 결정하는 크리프 변형중 미세조직의 변화, 즉 석출물의 크기 변화와 래스 폭 변화를 관찰하여 텅스텐 첨가로 인한 크리프 파단강도의 향상 원인을 규명하고자 하였다.

2. 실험방법

시험에 사용된 강의 화학조성을 표 1에 나타내었다. HT9M강에서 크리프 특성에 미치는 텅스텐 효과를 관찰하기 위하여 텅스텐을 2wt.% 첨가하고, Mo를 0.5wt.%로 감소시킨 HT9MW를 제조하였다. 시편은 진공유도용해로에서 30kg 잉곳으로 제조하였으며, 1100°C에서 열간압연하여 최종 두께를 15mm로 하였다. 시편의 노말라이징은 1050°C에서 1시간 하였고, 템퍼링은 750°C에서 2시간 하였다. 각 열처리 후에는 공기 중에서 냉각하였다. 크리프 시편의 크기는 게이지 길이가 30mm, 직경이 6mm인 봉상으로 제조하였으며, 시편의 길이 방향이 압연방향과 평행하도록 하였다. 크리프 시험은 일정하중방식으로 공기 중에서 하였다. 실험온도는 600°C로 고정하였으며 하중은 175MPa에서 230MPa까지 변화시켰다. 크리프 시험 후 파단된 시편으로 응력을 받은 게이지부와 응력을 받지 않은 나사부의 미세조직을 관찰하였다. 마르텐사이트 래스 폭의 변화를 관찰하기 위해 thin foil을 제작하여 TEM으로 관찰하였으며, 또한 석출물의 화학조성 변화와 석출물의 종류, 그리고 석출물의 크기를 carbon extraction replica를 만들어 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 석출물 화학조성 변화

크리프 시험에 의해 미세조직과 함께 석출물의 조성이 크게 변화한다. 석출물에 있어 두 가지 큰 변화가 관찰되었다. 우선 $M_{23}C_6$ 탄화물의 화학조성이 변하고, Laves상이 석출하였다. 첫 번째로 $M_{23}C_6$ 탄화물의 화학조성을 보면 크리프 전 $M_{23}C_6$의 화학조성은 템퍼링 온도에 따라 변하는데 템퍼링 온도가 높아지면 $M_{23}C_6$내 Cr/Fe비가 감소하는 것으로 알려져 있다[7]. 따라서 750°C에서 템퍼링한 후에 600°C에서 장시간 크리프 시험하면 600°C에서 평형인 방향으로 화학조성이 변화할 것이다. 크리프 시험시에 $M_{23}C_6$ 탄화물의 성장은 Ostwalt 성장을 따르는데 이때 Cr의 확산속도가 율속반응이다. 즉 Cr의 확산에 의해 $M_{23}C_6$가 성장하게 되고 이에 따라 $M_{23}C_6$의 화학조성이 변화한다. 그림 2에 600°C에서 장시간 크리프 시험을 하였을 때 크리프 시간에 따른 Cr/Fe비의 변화를 나타내었다. 크리프 파단시간이 길어짐에 따라 $M_{23}C_6$ 탄화물내 Cr/Fe비는 증가하고 있었다. 즉 템퍼링한 시편에 비해 크리프 시편 모두에서 Cr의 부화가 나타났다. 특히 Cr/Fe비의 증가가 HT9M강에서 더 빨리 일어나고 있음을 볼 수 있다. Mo함량은 HT9M강에서는 4.5at.%, 텅스텐 첨가강에서는 1.5at.%로 크리프 시간에 따라서는 거의 변화가 없었다. 그리고 텅스텐 첨가강에 석출한 $M_{23}C_6$내에는 텅스텐이 크리프 전에는 약 7at.% 포함되어 있었으나, 크리프 후에는 약 8.5at.%로 증가하였다. 그러나 크리프 시간에 따라서는 차이를 나타내고 있지 않았다. 이 결과로부터 텅스텐 첨가강에서 $M_{23}C_6$ 탄화물의 평형조성으로의 이동이 지연되고 있음을 알 수 있었다.

Cr의 부화가 나사부에서 보다 게이지부에서 더 현저한 것을 알 수 있는데(표2), 이것은 크리프

변형이 탄화물내로 Cr의 확산을 가속시키기 때문인 것으로 보인다. $M_{23}C_6$ 탄화물에서 Cr의 부화는 기지내 Cr의 고갈을 의미한다. 이와 같이 고온 시효시 기지내 Cr 함량의 감소는 12CrMoVNb 강에서 관찰되었고[8], Larson-Miller인자에 따른 Cr/Fe비의 변화는 직선적인 관계를 보여주고 있다[9]. 이것은 사용중 재료의 시효를 정량화하는 도구로 사용할 수 있음을 보여주는 것이다. 저합금강에서도 이미 이러한 접근 방식이 사용되고 있다[10]. 추가적으로 배치별 $M_{23}C_6$ 탄화물 조성의 변화 여부와 Cr 탄화물 조성에 미치는 변형의 영향과 사용중 재료와의 관계 등을 연구할 필요가 있다.

그리고 금속간화합물인 Laves상이 나사와 게이지부 모두에서 관찰되었다. 석출양은 시편에 따라 변하였다. Laves상은 주로 입계와 아결정립계에 석출하는데 $M_{23}C_6$와 매우 인접하여 석출한다. Laves상의 조성은 크리프 시간에 관계없이 관찰한 시편에서 매우 균일하였다(표2). 이것은 초기에 생성된 Laves상이 평형조성을 가지고 석출하는 것을 나타내는 것이다. 나사와 게이지 부에서도 화학조성의 차이가 없었는데. 이 결과는 변형이 kinetics에 영향을 미치지 않는다는 것을 의미한다. Laves상의 조성은 HT9M강에서는 60Fe-15Cr-25Mo이고, 텅스텐을 첨가하면 Mo대신에 W이 포함되어 46Fe-13Cr-35W-6Mo로 된다. 두 재료 모두 크리프 파단시간이 150시간 정도일 때부터 Laves상이 석출하고 있어 텅스텐 첨가가 석출시간에는 영향을 미치지 않는 것으로 보인다. 그러나 석출한 Laves상은 텅스텐 첨가강에서 많이 관찰되었다. 이후 석출한 Laves상의 함량과 이에 따른 기지내 Mo와 W의 고갈 등을 추가적으로 시험하여 Laves상 석출로 인한 석출경화와 고용강화의 변화를 연구할 필요가 있다.

3.2 석출물 크기 변화

고온에서 장시간 크리프 시험을 하거나 시효시키면 석출물의 성장이 일어난다. 이 석출물 성장의 구동력은 석출물과 기지사이의 계면에너지 감소이다. 그림 3에 크리프 전과 600°C에서 약 1000시간에 크리프 파단된 시편의 게이지와 나사부에서의 석출물 조직을 나타내었다. 대부분의 석출물은 $M_{23}C_6$ 탄화물이었으며, 이것은 래스 경계나 오스테나이트 입계에 석출하고 있었다. 600°C에서의 크리프에 의해 석출물들이 성장한 것을 관찰할 수 있었고, 또한 Laves상이 석출하고 있었다. 크리프 시편의 게이지부에 석출한 Laves상은 $M_{23}C_6$ 탄화물과 크기나 모양에서 큰 차이를 보이지 않고 있으나, 나사부에 생성된 Laves상은 매우 조대한 것을 알 수 있다.

표 3에 두 재료의 석출물 크기 변화를 나타내었다. HT9M강은 크리프 전에 석출물 평균 크기가 60nm정도였으나 600°C에서 1500시간 크리프 변형시킨 후에는 103nm로 성장하였다, 그러나 텅스텐 첨가강은 크리프 변형전에는 HT9M강과 별 차이 없이 약 56nm였으나 2500시간이 지난 후에도 91nm 정도로 크게 성장하지 않았다. 크리프 변형시 석출물 성장이 텅스텐 첨가강에서 크게 억제된 것을 볼 수 있는데 이것은 석출물에 텅스텐이 첨가됨으로서 석출물의 안정성을 크게 향상시키기 때문인 것으로 보인다.

그리고 변형을 받지 않은 나사부에서의 석출물 크기를 보면 HT9M강은 1500시간 후에 약

67nm로 약간 성장하였고, 텅스텐 첨가강에서는 77nm로 성장하였다(표2). 텅스텐 첨가강에서 석출물이 상당히 성장한 것으로 나타났는데 이것은 그림 3에 나타난 것과 같이 나사부에서는 조대한 Laves상이 석출하였기 때문이다. 이 결과에서 10Cr강에 존재하는 탄화물은 텅스텐 첨가에 관계없이 열적으로 매우 안정하는 것을 알 수 있다. 따라서 게이지부에서의 탄화물 성장은 주로 변형에 의해 가속된다는 것을 알 수 있다. 아결정립계에서 탄화물과 접촉하고 있는 전위 수와 파이프 폭은 온도와 응력에 따라 변하는데 응력이 가해지면 아결정립계의 전위밀도가 높게 유지되므로 유효한 아결정립계 파이프 확산이 커져서 탄화물 성장이 가속되는 것이다. 또한 탄화물의 성장이 Cr확산에 의해 일어나므로 크리프 변형이 Cr의 확산을 촉진하는 것을 의미하는데 전위와 Cr 원자의 상호작용에 의해 전위 부근에 Cr 원자의 분위기가 형성되고 크리프 변형중에 전위의 운동에 따라 Cr 원자도 drag되는 효과가 나타나 Cr 원자의 이동속도가 증대하는 것으로 보인다.

석출물 크기와 크리프 변형시간 사이는 직선적인 관계를 보이지 않고 있다. 지금까지의 많은 미세조직관찰 결과들은 크리프 변형시의 석출물 조대화가 Ostwalt ripening을 따른다는 것을 보여주고 있는데, 이것은 550°C와 600°C에서 장시간 유지시 석출물의 부피 분율이 크게 변하지 않는다는 사실로 증명되고 있다[8]. 석출물 조대화가 이 기구에 의해 제어된다면 석출물 크기는 시간의 1/n제곱에 비례할 것이다. 즉 $d_t^n - d_o^n = k_d t$의 식을 만족시킬 것이다. 여기서 d_t는 시간 t일 때의 석출물 크기이고, d_o는 t=0일 때의 석출물 크기이다. k_d는 온도에 따른 속도상수로 $k_d = k_o \exp(-Q/RT)$로 정의한다. 석출물 조대화가 일어나는 기구에 대해서는 여러 의견이 있다. 우선 Lifshitz와 Wagner는 기지내 용질원자의 부피 확산에 의해 석출물 성장이 일어나는 것을 제안하였는데 이때 $d \propto t^{1/3}$ 인 관계가 성립한다[11,12]. 그리고 계면확산에 의해 석출물이 성장하는 경우에는 Schwartz와 Ralph가 제안한 $d \propto t^{1/2}$ 인 관계를 적용할 수 있다[13]. 입계확산에 의해 성장하는 경우에는 $d \propto t^{1/4}$ 인 관계가 성립한다[14]. 전위 파이프 확산인 경우에는 Kreye가 제안한 $d \propto t^{1/5}$ 인 관계가 있다[15]. 크리프 변형중 석출물 성장이 어느 기구에 의해 일어날 것인가는 온도, 재료의 화학조성, 초기 조직, 미세조직의 안정성 또는 연화에 대한 저항성, 그리고 크리프 변형량에 따라 변한다. 따라서 시효가 진행됨에 따라 다른 성장기구가 복합적으로 작용할 수 있을 것이다. 실제 고온에서 장시간 유지시 미세조직의 열화가 일어나는 10Cr강과 같은 복잡한 재료에서는 이러한 현상이 일어날 가능성이 높다. 이 재료에서 크리프 초기에 작용하던 성장기구는 미세조직이 변하면 다른 기구로 바뀔 가능성이 높다. 석출물 크기와 시간과의 관계를 Kreye가 제안한 기구에 따라 도식한 결과를 그림 4에 나타내었다. 그림에서 보면 석출물 크기와 시간이 직선적인 관계를 유지하고 있어, 파이프 확산에 의한 성장기구가 가장 적합한 것으로 보인다. 전위 파이프 확산기구에 의해 석출물이 성장한다고 하였을 때 HT9M강과 HT9MW강의 속도상수 k_d를 구하면 각각 $6.94 \times 10^6 nm^5/hr$와 $2.06 \times 10^6 nm^5/hr$로 텅스텐 첨가가 석출물의 성장속도를 크게 감소시킨 것을 알 수 있다.

3.3 래스 폭 변화

크리프 변형중에 마르텐사이트 래스의 회복이 일어나게 되어 래스 폭이 변화한다. 래스 폭의 변화는 래스 경계의 소멸과 새로운 셀벽의 생성에 의한 것이다. 래스 경계 소멸은 래스 경계 전체가 이동하여 인접한 래스 경계와 합체하거나 래스 경계를 구성하는 전위의 분해에 의해 일어난다. 이를 위해서는 래스 경계를 이루고 있는 많은 전위의 운동이 필요하다. 이것은 변형이 응력하에서 래스 회복에 중요한 인자일 가능성을 나타내는 것이다. 크리프 변형시에 재료의 연화가 나타나 기지가 충분히 연화되면, 즉 어느 응력에서 래스 폭이 포화 값에 도달하면 파단이 일어난다.

그림 5에 두 재료의 래스 폭 변화를 나타내었다. 크리프 전 HT9M강의 래스폭은 350nm정도이고, HT9MW강은 320nm로 큰 차이가 없었으나 크리프 변형중 크리프 파단 시간이 길어짐에 따라 래스 폭이 증가하는 것을 볼 수 있는데, 특히 HT9M강에서의 래스 폭 증가가 더 빨리 일어나는 것을 알 수 있다. 이것은 첨가된 텅스텐이 철 기지 속에 고용되어 철원자의 자기확산을 억제함으로서 전위를 안정화시켜 회복을 지연시키고 있음을 나타낸 것이다.

크리프 초기에 래스 폭 증가가 나타나고 이로 인해 재료의 연화가 일어나 3기 크리프시 변형속도가 증가한다. 아결정립과 크리프 속도와의 사이에는 다음의 경험식이 있다[16].

$$\dot{\varepsilon} \propto (d/b)^3$$

래스 폭이 증가하면 크리프 속도가 증가한다. 따라서 래스 폭의 증가는 3차 크리프에서 크리프 속도 증가의 원인으로 생각된다. 9Cr-1Mo강에서 크리프 전에 래스 폭을 변화시켜 시험한 결과 래스 폭이 큰 경우에 크리프 속도가 빠르다는 것을 관찰하였다[17]. 이것은 래스 경계를 hard region이라 하면 변형중 래스 폭의 증가는 이 영역의 감소를 의미하므로 3차 크리프시 변형이 가속된다.

응력을 받지 않은 부분에서의 래스 폭 변화를 보면(표2) HT9M강과 HT9MW강의 래스 폭이 각각 380nm와 370nm로 거의 성장하지 않고 있음을 관찰할 수 있는데, 이 결과로부터 래스 조직이 열적으로 매우 안정하다는 것을 알 수 있다.

4. 결 론

HT9M강에서 텅스텐 첨가로 인한 크리프 변형중 미세조직의 변화, 즉 석출물의 크기 변화와 석출물의 화학조성변화, 그리고 래스폭 변화를 측정하여 다음의 결과를 얻었다.

1. 크리프 변형중 탄화물내 Cr 부화와 Laves상 석출이 관찰되었는데, Cr 부화는 텅스텐 첨가로 지연되고 있었으나, Laves상 석출의 지연은 관찰되지 않았다.
2. 석출물 성장은 전위 파이프 확산에 의해 일어나는 것으로 보이며, 텅스텐 첨가로 석출물의 안정성이 향상되어 성장이 억제되었으며, 또한 전위조직이 안정화되어 마르텐사이트 래스 폭의 성장도 감소하였다. 이와 같이 텅스텐 첨가로 미세조직이 안정화되어 마르텐사이트강의 크리프 파단 강도가 향상된 것으로 생각된다.

3. HT9M강은 텅스텐 첨가와 관계없이 미세조직이 매우 높은 열적 안정성을 가지고 있어 크리프 시편의 나사부에서는 석출물의 성장과 래스 폭의 증가가 매우 적었다.

후 기

본 연구는 과기부에서 시행한 원자력중장기연구개발사업중 원자력재료기술개발/노심재료 및 종합데이터베이스구축과제의 일부분으로 수행된 것입니다.

참 고 문 헌

1. A.L. Pitner, S.L. Hecht and R.G. Trenchard, WHC-SA-1967-FP (1993)
2. F.A. Smidth, Jr. et al., ASTM STP 611 (1967) 227
3. K. Ehrlich and S. Kelzenberg, H.D. Rohrig, L. Schafer and M. Schirra, Journal of Nuclear Materials, 212-215 (1994) 678
4. G.J. Butterworth, K.W. Tupholme, J. Orr and D. Dulieu : CLM-R264 (1986)
5. Sung Ho Kim, Woo Seog Ryu and Il Hiun Kuk, J. Korean Nuclear Society, 31 (1999) 561
6. Sung Ho Kim, Kwang Seog Park, Jun Hwa Hong, Il Hiun Kuk and Woo Seog Ryu, Proc. of the 13th Conf. Mechanical Behavior of Materials, Kihung, Korea, November (1999) 359
7. Sung Ho Kim, B.J. Song, Il Hium Kuk and Woo Seog Ryu, J. Korean Inst. Metals and Materials, 38 (2000) 454
8. H. Chikwanda, A. Strang and M. McLean, Proc. of Materials for Advanced Power Engineering, Vol. a, Part 1, (1994) 291
9. P. Bianchi, P. Bontempi, A. Benvenuti and N. Ricci, Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Plant Applications, A. Strang, J. Cawley and G.W. Greenwood(Ed.) The Institute of Materials, (1998) 107
10. A. Benvenuti, P. Bontempi, S. Corti and N. Ricci, Materials Characterization, 36 (1996) 271
11. J.M. Lifshitz and V.V. Slyozow, J. Phys. Chem. Solids, 19 (1961) 35
12. C. Wagner, Z. Elektrochem., 65 (1961) 581
13. D.M. Schwartz and B. Ralph, Phil. Mag., 19 (1969) 1069
14. A.J. Ardell, Acta Metall., 20 (1972) 601
15. H. Kreye, Z. Metallk., 61 (1970) 108
16. O.D. Sherby, R.H. Klundt and A.K. Miller, Metall. Trans. A, 8A (1977) 843
17. G. Eggler, J. Hald, M. Cans and J. Phillips, Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B. Wilshire and R.W. Evans, The Institure of Materials, London (1993) 527

Table 1 Chemical composition of HT9M and HT9MW steels (wt.%)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	W	N
HT9M	0.15	0.10	0.45	0.46	9.79	1.23	0.20	0.18	-	0.02
HT9MW	0.18	0.09	0.47	0.42	9.87	0.49	0.20	0.20	2.01	0.02

Table 2 Effect of stress on microstructure

		$M_{23}C_6$ 화학조성	Laves상 화학조성	석출물 크기	래스 폭
HT9M (1454hrs)	gage	70Fe-24Cr-5Mo-1V	58Fe-15Cr-27Mo	103nm	655nm
	head	67Cr-28Fe-4Mo-1V	60Fe-16Cr-24Mo	67nm	379nm
HT9MW (2520hrs)	gage	65Cr-25Fe-8W-1Mo-1V	46Fe-13Cr-5Mo-36W	88nm	644nm
	head	63Cr-27Fe-8W-1Mo-1V	46Fe-14Cr-5Mo-35W	77nm	368nm

Table 3 Mean precipitates radius (nm)

	As tempered	38hr	150hr	450hr	1000hr	1500hr	2500hr
HT9M	60	68	70	-	95	103	-
HT9MW	56	-	-	64	74	81	91

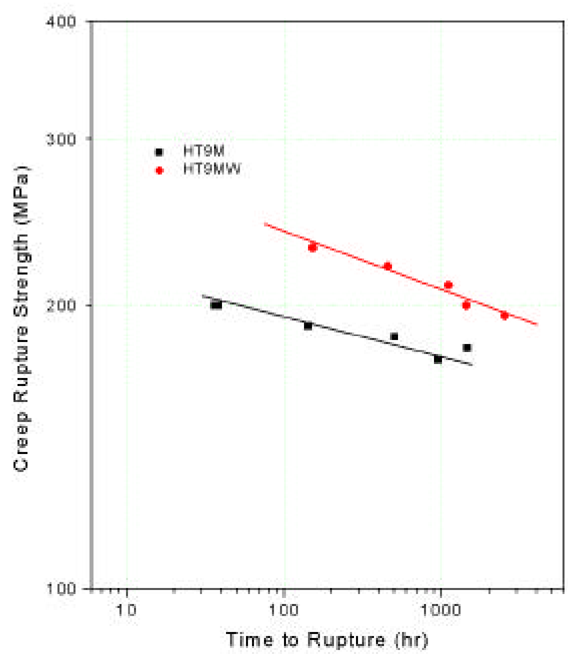
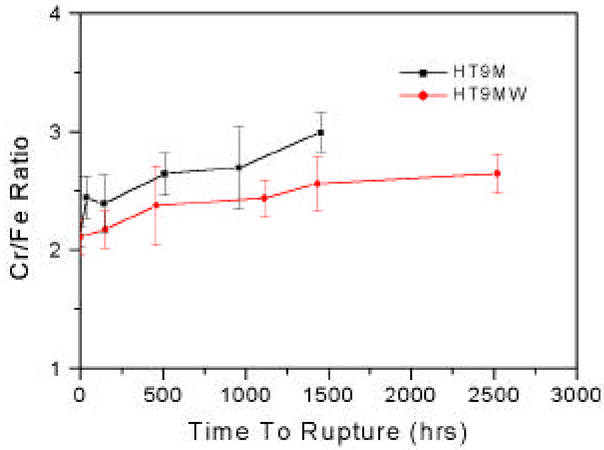
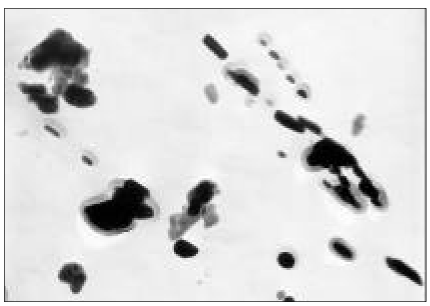
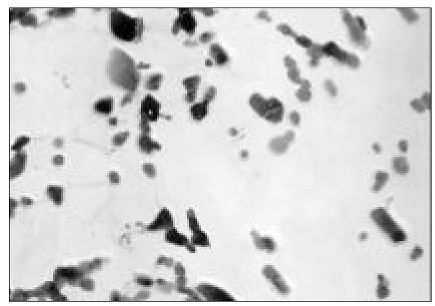


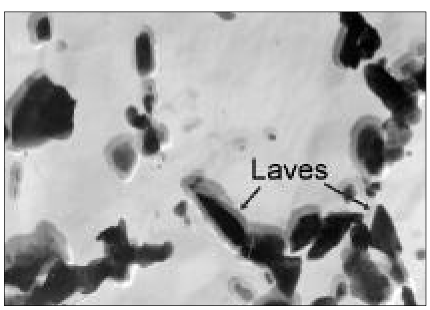
Fig. 1 Creep rupture strength of HT9M and HT9M steels

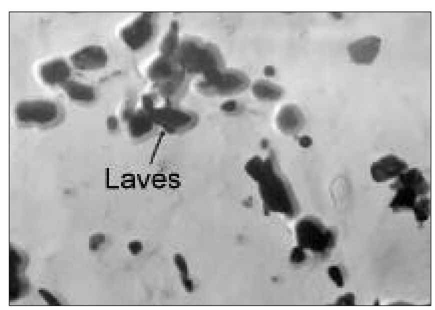


Fig, 2 Variation of Cr/Fe ratio

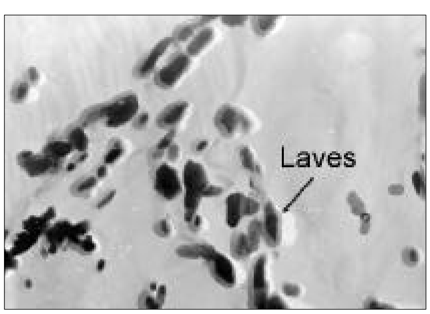
 

(a) (d)





(b) (e)



(c) (f)

Fig. 3 Carbide morphology (a-c) HT9M and (d-f) HT9MW :
(a,d) before creep (b.e) gage (c,f) head

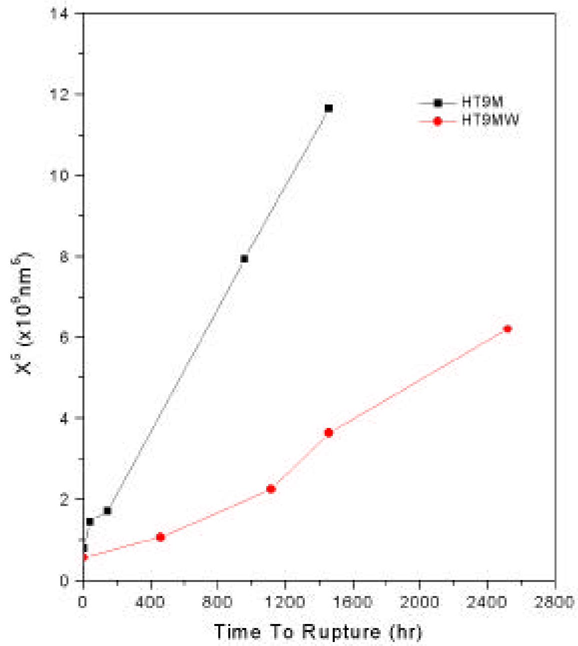


Fig. 4 Change of precipitates radius

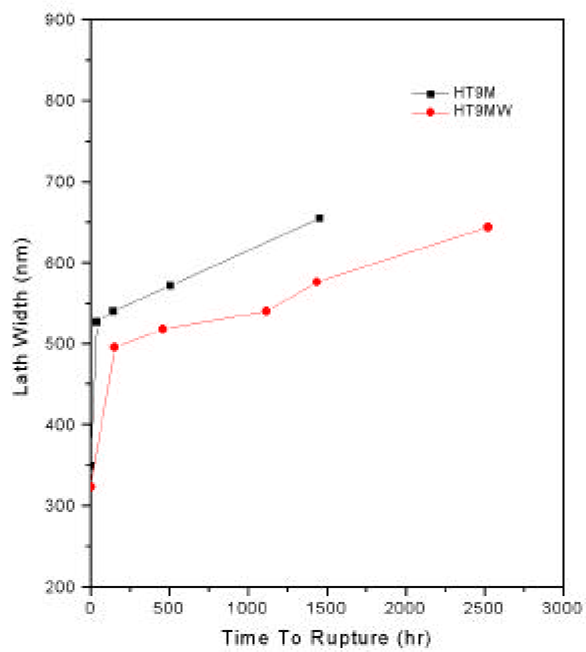


Fig. 5 Variation of lath width