

‘96 춘계 학술발표회 논문집
한국원자력학회

Alloy 600에서 규칙 반응과 입계응력부식균열

김성수, 김정수
한국원자력연구소

요 약

원자로의 증기발생기 재료로 사용되어온 Alloy 600에서의 규칙 반응에 대한 활성화 에너지 측정, aging에 따른 미세조직의 변화에 근거하여 입계 응력 부식 균열 기구를 검토하였다. Alloy 600에서는 약 500°C 이하의 온도에서 aging 처리중 단범위 규칙 상의 존재 및 규칙 반응의 존재가 입증된 바 있다. 규칙 반응의 본성이 열적활성화 과정에 의한 것이라는 점, 규칙 반응에 대한 활성화 에너지의 크기와 입계응력부식균열의 활성화 에너지와의 유사성, 규칙 반응에 의한 쌍정의 형성, 쌍정의 형성에 기인한 결정내의 추가적 응력의 발생 등에 근거하여 Alloy 600에서 나타나는 입계응력부식균열 현상이 규칙 상의 형성과 관련되어 있음을 제안하였다.

1. 서론

증기발생기 재료로 사용되는 Alloy 600은 입계응력부식균열(intergranular stress corrosion cracking, IGSCC) 및 입계 공격(intergranular attack, IGA)에 의한 파손으로 원자로의 가동률과 안전성을 저하시켜 왔다. 따라서 Alloy 600 재료의 IGA/IGSCC 기구 규명 및 방지에 대한 연구가 많이 진행되어 왔다[1-3]. IGA/IGSCC의 발생 기구는 입계에 석출하는 탄화물에 의한 입계의 Cr 결핍 등과 연관되어 설명되거나[2] 용액내의 수소와 결정립계 탄소와의 반응으로 입계에서 형성되는 methane bubble의 압력 때문에 결정립계의 파손이 일어난다는 기구[4] 등이 제안되어 왔으나, 현재로서는 이 현상을 완전하게 설명할 수 있는 기구가 없는 상태이다. 그러나 현재 이 IGA/IGSCC에 의한 파손율은 가동 온도가 높을수록 높아진다는 사실은 확인된 바 있다[5].

한편 Alloy 600을 비롯한 Ni-base 이원 및 다원 합금에서의 k-state 현상을 설명하고자 저온에서의 aging에 따른 비저항의 변화와 격자상수의 변화를 관찰하여 단범위 규칙 상의 존재를 제안한 바 있으며, 이 연구들에서는 규칙 상의 형성이 bulk property에 미치는 영향보다는 비저항 등의 물리 상수에 미치는 영향이 주 관찰대상이었다[6-10]. 그러나 규칙 상은 Ni-Cr계에 존재하는 Ni₂Cr로 X-ray 및 중성자 회절을 이용한 시험에서 초격자 회절선의 존재를 확인하지 못하였다[11,12]. Ni₂Cr의 결정 구조는 orthorhombic으로 보고되어 있으나 현재까지 격자 상수 a, b, c도 정확히 알려지지 않은 상태이다.

증기발생기 재료에서 나타나는 IGA/IGSCC의 발생률이 온도의 증가에 의하여 증가된다는 관찰 결과들에 비추어 이 현상들이 열적 활성화 과정에 의한 것임은 일찍이 제안되어 왔으나 그 실체가 무엇인지에 대해서는 적절한 설명을 할 수 없었던 실정이다.

따라서 본 논문에서는 Alloy 600에서의 규칙화 반응의 활성화 에너지를 측정하고, aging에 따른 규칙 반응 진행을 확인하며, aging에 따른 미세조직의 변화를 관찰하는 한편 이 활성화 에너지 값과 가동 온도에 따른 증기 발생기 파손율의 활성화 에너지 값의 유사성, 단범위 규칙상의 형성과 미세조직의 변화에 비추어 IGA/IGSCC 및 IGA를 발생시키는 적절한 열적 활성화 과정으로 Ni₂Cr의 단범위 규칙화 반응을 제안하였다.

2. 실험

실험에 사용한 Alloy 600 합금 봉으로 합금의 조성은 Table 1에 보인 바와 같다.

열분석 및 미세조직의 변화 관찰에 사용한 시편은 직경 약 5 mm, 두께 약 2 mm 내외로, 열처리하는 합금 내에 존재하는 탄화물을 충분히 녹일 수 있을 정도로 예측된 1095°C-1/2hr 처리후 수냉하였다.

열분석에서 가열속도에 따른 발열 반응 온도의 변화를 사용하여 규칙화 반응에 대한 활성화 에너지를 구하였다[13,14].

투과 전자 현미경을 사용하여 급랭 및 474°C에서 10,000hr aging 처리한 alloy 600 시편의 미세조직을 관찰하였다. 시편은 약 0.1 mm 정도의 두께로 기계적으로 연마한 뒤 약 -30°C에서 10-20V의 조건으로 화학 연마되었다.

광학현미경을 사용하여 급랭 및 474°C-1,100hr 및 10,000hr 처리한 시편의 미세조직의 변화 관찰을 위하여 20% phosphoric acid 용액에서 약 3-4V로 전해 연마되었다.

3. 결과

1095°C-1/2hr 처리후 수냉한 재료에서 나타나는 규칙화 반응에 대한 활성화 에너지는 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 $Q = 46 \text{ kcal/mole}$ 로 나타났다.

Aging에 따른 규칙화 반응의 진행은 Fig. 2에 나타낸 바와 같으며, 급랭한 시편에서는 발열 반응이 나타나고 서냉 및 aging 처리한 경우에는 흡열 반응만이 나타났다.

급랭 및 aging 처리한 시편의 미세조직 변화는 Fig. 3에 나타낸 바와 같으며, 시간에 따라 쌍정의 발생이 많아지고 한 결정립내에서도 어떤 특정 쌍정 band에서 결정립계에 특이점이 나타난다.

급랭한 시편에 대한 SADP 및 명시야 상은 Fig. 4에 나타낸 바와 같다. 정상적인 회절점 이외에 희미한 세 개의 원이 나타나고 있으며, 이 원들은 그림에는 나타내지 않았지만 474°C-10,000hr aging 한 시편에서 좀더 가늘어지는 것으로 나타났다.

474°C-10,000hr aging 시편에 대한 고분해능 사진은 Fig. 5에 보인 바와 같이 matrix내에서 (111)면의 lattice image 외에 다수의 특이한 석출물의 존재를 확인 할 수 있었다.

4. 논의

Alloy 600에서 IGSCC 부식 기구는 결정립계에서의 탄화물 석출과 그에 따른 Cr 결핍 지역 사이의 galvanic 특성 차이에 의한 anodic dissolution 과 관련하여 설명하는 것이 대부분이며, 이 기구에 의한 설명은 어느 경우에는 타당하다가 다른 경우에는 타당하지 않은 등 혼동이 되는 상태이나 대다수가 탄화물과의 관계에만 초점을 맞추고 있는 상태이다.

급랭한 시편에서 나타나는 발열 반응에 대한 활성화 에너지는 $Q = 46 \text{ kcal/mole}$ 로 나타났으며, 이 값은 Ni의 자기확산에 관계된 활성화 에너지 보다 작다. 이 값은 Ni-Cr 계 합금에서 Ni 과 Cr의 상호 확산에 대한 활성화 에너지, $Q = 45 \text{ kcal/mole}$ 과 매우 유사하다[15]. 따라서 Alloy 600에서 나타나는 발열 반응이 Ni 과 Cr의 상호 확산에 관계되는 반응이라는 것을 추정할 수 있다. 또한 500°C 이하에서는 Ni_2Cr 규칙상이 안정한 상이므로 이 온도에서 나타나는 반응은 Ni, Cr의 상호 확산으로 규칙 반응이 일어나는 것이라고 생각된다.

활성화 에너지는 반응에 대한 고유한 에너지 장벽이지만 재료의 열적-기계적 이력에 따라 약간 변화되어 관찰되는 것은 잘 알려진 사실이므로, 본 연구에서와 같이 급랭한 시편에서는 다량의 공공으로 활성화 에너지는 약간 낮게 관측되고, 서냉한 재료의 경우 상대적으로 낮은 공공의 농도를 가지므로 약간 높게 관측될 것으로 예상된다.

한편 Gorman et al.은 원자로의 hot leg 온도와 증기발생기 전열관의 파손율 사이의 관계를 해석하여 파손 거동을 다음과 같이 표현하였다[5].

$$\text{Time-to-Failure} \propto \exp(Q/RT) \quad (1)$$

여기서 Q는 활성화 에너지, R은 기체 상수, T는 절대 온도이다. 이들의 분석에 따르면 여러 원자로에 사용된 low temperature mill anneal (LTMA) tubing에서 hot leg 온도와 primary water stress corrosion cracking (PWSCC), IGA/IGSCC에 대한 활성화 에너지를 구한 결과, 파손유형, 파손율, 전열관 설치 방법에 따라 $Q=45, 49, 50, 64 \text{ kcal/mole}$ 정도로 보고되었다.

위의 관계를 이용하여 Alloy 600에서 IGSCC에 의한 균열 진전 속도의 형태로 나타내 보면 다음과 같이 표현될 수 있다.

$$da/dt_{IGSCC} \propto 1/\text{Time-to-Failure} \propto \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

여기서 da/dt_{IGSCC} 는 Alloy 600에서 IGSCC 기구에 의한 균열 진전 속도이다.

이 식에서의 Q는 규칙반응에 대해 설명한 활성화 에너지와 매우 유사하며 규칙상이 안정한 온도 구간에서는 규칙상의 석출 반응이 진행될 것이므로 hot leg 온도와 일정 파손율에 도달하는 시간에 관계된 대부분의 활성화 에너지가 약 $Q = 45-64 \text{ kcal/mole}$ 로 나타난다는 것은 어떤 파손율에 도달하는 시간이 규칙화 반응의 진행에 관계되는 것이라고 추론할 수 있다.

따라서 규칙반응과 IGSCC의 진전 속도에 대한 활성화 에너지의 유사성과 다음의 관찰 결과들과 적절한 판단에 근거하여 Alloy 600에서의 규칙화 반응이 IGSCC에 대한 적절한 기구임을 제안하는 바이다.

합금내에 규칙상의 형성된다면 탄화물의 석출에 의한 것 이외에 다른 Cr consumer가 있다는 것을 암시하고 있다. 투과 전자 현미경을 이용한 EDX 분석 결과[16]에 따르면 결정립계로부터 약간 떨어진 깊이 약 300-1,200 Å 정도에서는 Cr의 농도가 합금의 평균 조성보다도 높은 구간이 존재하는데, 이러한 현상은 단순히 결정립계에서의 Cr 탄화물 형성에 의한 Cr 결핍이 이론에 의해서는 설명될 수 없는 현상이다. 이것은 입계 부근에서 형성되는 규칙상에 의한 것으로 생각되는데, 치환형 원자의 확산에 의한 규칙상의 형성은 공공의 농도가 적당하고 확산이 용이한 결정립계 부근에서 가장 유리하기 때문일 것이다. 이와 같이 입계 온도 이하에서 형성되는 Ni_2Cr 규칙상은 이중 원자를 선호하는 원자간의 인력을 가지고 있으며, 규칙상에서 단위 격자당의 Cr 분률도 높아 규칙상을 제외한 다른 부위에 비하여 noble 상태이므로 부식과 관련하여 cathode로 작용하게 될 것이고 anodic dissolution을 증가시켜 결정립계내의 결함 형성을 조장하게 될 것으로 생각된다. 또한 현재까지 많이 연구되어온 탄화물의 석출도 결정립계 Cr 결핍의 원인으로 작용할 것으로 보인다.

Aging 처리한 시편에서는 결정립을 가로지르는 쌍정이 항상 관찰된다(Fig. 3). Aging에 의하여 쌍정이 발생한다는 것은 총체적으로 재료의 내부 상태가 안정하지 않다는 것을 뜻하며, 쌍정이 형성되어(쌍정의 발생을 통하여) 내부의 에너지 상태가 낮아지는 방향으로 변화하는 과정이라고 판단된다. 또한 광학현미경이나 투과전자현미경을 사용한 미세조직의 관찰 결과에서 aging 처리에 의해서 쌍정이 관찰되므로 규칙상의 형성과 쌍정은 어떤 방식에 의해서든 직접적으로 관계되는 것으로 추정된다.

규칙상의 존재 및 형성, 쌍정의 발생 및 높은 에너지의 결정립계 발생 사이의 관계는 무엇인가? 대칭성이 줄어드는 단범위 규칙상의 형성은 국부적이거나 탄성 변형의 발생을 야기할 것이다. 따라서 다음과 같은 점들은 특기할만하다. ① 쌍정의 발생은 규칙반응의 진행과 관련 있다는 것, ② 규칙상의 형성은 결정의 뒤틀림을 발생시킨다는 것, ③ 뒤틀림에 의한 추가적인 응력이 발생한다는 것, ④ 규칙상 사이의 결정 뒤틀림 발생 여부는 규칙상 사이의 방위에 의존한다는 것, ⑤ 규칙상 사이의 계면에서 결정 뒤틀림을 발생시킬 방위 조합의 확률은 8/12이며, 결정 뒤틀림을 발생시키지 않을 방위 조합의 확률은 4/12 이라는 점등이다. 여기서 숫자 12는 orthorhombic 결정 구조의 Ni_2Cr 규칙상이 쌍정의 형성과 같이 이웃하여 다른 방위로 만날 때 12가지 방위의 조합이 있다는 것과 관계된다[17].

쌍정의 성장속도는 온도, 응력에 따라 달라지며 온도와 응력이 높을수록 빠를 것으로 예상된다. 또한 결정립계의 높은 에너지를 가지거나 특정 원소가 편석된 특정 부위에서 dissolution이 일어나 결함과 비슷한 양상이 되어 그 주위에서의 응력 상태가 바뀌면 또 다른 쌍정의 발생과 성장이 일어날 것으로 예상된다. Fig. 3에서 10,000hr 처리 시편의 사진은 쌍정의 발생과 그와 연관된 결정립계 두께의 불균일을 나타내는 사진으로 쌍정의 방위에 따라서 높은 에너지 상태의 결정립계(즉, 불안정한 결정립계)가 존재한다는 것을 보여준다. 이와 같은 현상은 결정립의 방위와 쌍정의 방위에 따라 나타나거나 나타나지 않는 것으로 보인다.

위의 관찰 결과와 연관지어 Alloy 600에서 나타나는 IGSCC의 과정을 추리해보면 다음과 같다. 증기 발생기에서 Alloy 600이 1차 및 2차 계통수에 노출되는 결정립의 길이는 천문학적인 길이이며, 노출되는 결정립계 중에서 ① 결정립 내의 초기 쌍정에 의하여 형성되는 높은 에너지 상태의 결정립계 및 ② 쌍정이 발생한 결정립 내에서 다시 발생한 쌍정에 의하여 형성된 높은 에너지의 결정립계는 anodic dissolution과 같은 부식기구에 의하여 용해되어 작은 결함이 된다. 적어도 anodic dissolution에 관한 부분은 탄화물과 연관되어 있는 경우와 거의 동일한 과정일 것으로 사료된다.

결정립계에 결함 (또는 결함과 유사한 dissolved region)이 발생하면 그 효과는 주위 결정립 내에서

의 응력 상태를 바꾸게 되어 다른 쌍정의 발생을 유발한다. 이와 같은 현상은 시간적으로 반복되어 많은 결정립에서 이와 같은 결함이 존재하는 결정립이 차츰 증가하며 이 결함들이 집중되고 연결되어 결정립계에서 IGSCC를 일으키게 된다. 따라서 위에서의 설명과 같이 쌍정이 발생하고 성장하는 kinetics가 IGSCC 속도를 조절한다고 할 수 있으며, 쌍정의 성장속도는 규칙상 또는 단범위 규칙상의 형성과 관련한 치환형 확산에 의하여 조절될 것이므로 온도 의존성 (Arrhenius relationship)은 활성화 에너지로 표현된다. 또한 IGSCC 속도는 쌍정에 의하여 형성되는 높은 에너지의 결정립계 (결함)의 형성에 걸리는 시간 및 dissolution 시간과 이 입계의 노출 확률에 의하여 조절될 것이다.

따라서 앞에서 언급한 ① 효과에 의하여 발생한 결함이 더욱 크고 주도적인 것으로 보이며 이른 시기부터 나타나는 것으로 사료된다. 예나하면 그 과단면의 양상이 거의 순수한 결정립계를 따른 균열의 전파이기 때문이다. 또한 ② 효과에 의해 형성되는 결함은 상대적으로 작고 ① 효과로 형성된 결함을 연결시키는 역할을 하게 될 것이다.

위에서 설명한 기구는 IGA/IGSCC 등과 같은 부식 거동을 설명하는 데 타당한 것으로 보인다. high temperature mill anneal (HTMA) 등과 같은 열처리가 IGSCC 저항성을 높이는 것은 고용 탄소가 증가하여 규칙화 반응의 진행이 억제되기 때문에 나타나는 효과일 것으로 보인다. 600°C-24hr 처리 및 700°C-1hr 처리 등이 예민화를 일으키는 현상도 입계 부근에서 탄화물이 석출하여 고용탄소가 급격히 감소함에 따라 바로 뒤이은 시간 동안이나 노냉 처리중 규칙반응이 진전되어 나타나는 것이라고 설명할 수 있다. 규칙화 반응은 Fe, 고용탄소 등에 의하여 억제된다고 보고되어 있다 [8-10].

반면에 SCC 저항성이 큰 것으로 알려진 Alloy 690과 같은 재료는 Ni₂Cr 상의 이론적 분율이 0.94 (94%)을 넘으며, 이와 같은 규칙상의 크기가 embryo의 단계를 넘는 크기를 가지기 때문인 것으로 보인다. Table 2에는 이론적으로 계산된 규칙상의 분율과 부식 저항성을 간략히 나타내었다.

급랭한 재료에서는 부과범 주위로 세 개의 circle이 관찰되었으며, 세 개의 circle 중 가장 작은 직경의 circle의 지름으로부터 계산한 거리는 약 2.36Å으로 matrix FCC 에서 가장 큰 면간 거리인 것으로 알려진 d₍₁₁₁₎ (=2.034Å) 보다 큰 면간 거리를 갖는 상(물질)에 의해 나타나는 것이며, Alloy 600에서 나타날 것으로 예상되는 Ni₂Cr 상의 d₍₁₁₀₎ 과 거의 동일하다. 중간 크기의 두 번째 circle은 matrix의 (111) spot에 중첩되어 나타나며, 이 circle을 형성시키는 물질의 면간 거리는 d₍₁₁₁₎ 과 같으며, 이것은 Ni₂Cr 상의 d₍₁₀₁₎ 및 d₍₀₃₁₎ 과 동일하다. 가장 큰 circle을 형성하는 상의 면간 거리는 약 1.44Å 정도로 이것은 matrix의 d₍₂₁₁₎과 Ni₂Cr 상의 d₍₁₀₂₎ 및 d₍₀₃₂₎ 에 해당하는 면들이다.

급랭한 재료의 (220), (222) spot과 같은 회절점이 찌그러져 나타나는 것은 급랭한 재료의 d_{(220)M} (=1.246Å)과 같은 면간 거리를 갖는 불완전한 Ni₂Cr 상의 d₍₂₀₀₎, d₍₁₃₂₎, d₍₀₆₀₎ 에 의한 회절과 d_{(222)M} (=1.017Å)과 같은 면간 거리를 갖는 fine Ni₂Cr 상의 d₍₂₀₂₎, d₍₀₆₂₎면의 회절의 중첩에 의해 나타나는 것으로 보인다.

명시야 상에서 보이는 약 50Å 내외의 fringe는 거의 모든 부분에 걸쳐 존재하고 있으며, 이것은 matrix와 석출된 fine Ni₂Cr 상의 겹침에 의한 Moire fringe로 보인다. 이 양상은 aging 시편에서는 선명한 편이지만 급랭한 시편에서는 흐리고 희미한 편이다.

Fig. 5에 보인 고분해능 사진에서는 matrix의 (111)에 대한 lattice image가 나타나고 있으나 그 외에도 단범위 규칙상일 것으로 추정되는 다른 석출물은 상당량 존재하는 것을 알 수 있다.

5. 결론

급랭한 Alloy 600에서 관찰되는 규칙화 반응의 활성화 에너지는 Ni-Cr의 상호확산에 해당하는 활성화 에너지이자 열적 활성화 과정에 의한 Alloy 600의 IGSCC에 해당하는 값이므로 Alloy 600의 IGSCC는 Ni-Cr 사이에 존재하는 Ni₂Cr 규칙상의 형성과 관련된 기구에 의한 것이다. IGSCC의 진행은 단범위 규칙상의 형성에 의한 쌍정의 발생, 결정 뒤틀림 및 추가적인 응력의 발생, 높은 에너지 상태의 결정립계의 선택적인 anodic dissolution, dissolution에 의한 결함의 성장 및 그 반복에 의해 일어나는 것으로 보인다. 이런 맥락에서 Alloy 600의 IGSCC에 대한 저항성은 규칙화 반응 진행의 난이도에 따라 달라질 것으로 보이며, 단범위 규칙상의 형성과 쌍정의 발생, 쌍정의 발생에 의한 뒤틀림과 추가적 응력의 크기 등에 대해서는 더욱 상세하고 깊은 연구가 필요할 것으로 생각된다.

참고문헌

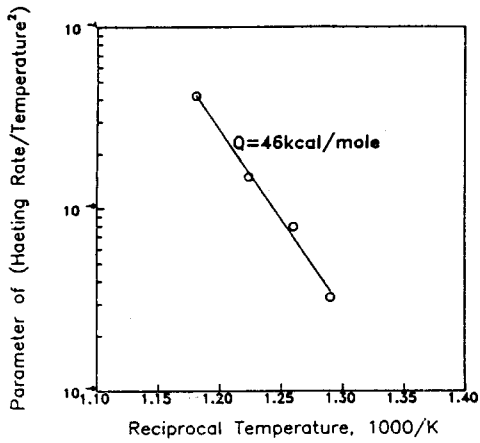
1. Angeliu, T. M. and Was, G. S., Metallurgical Trans. Vol 25A (1994), pp.1169-1183
2. Norring, K., Stiller, K., and Nilson, J-O., Fifth Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactor, 1991, p482
3. Crawford, D. C. and Was, G. S., Fifth Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactor, 1991, p488
4. Shen, C. H. and Shewmon, Paul G., Metallurgical Transactions A Vol. 21A (1990), pp.1261-1271
5. Gorman, J. A, Ogren, R. A., and Paine, J. P. N., Fifth Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactor, 1991, p609
6. Marucco, A., Key Engineering Materials Vol .48 (1990) pp.77-90
7. Marucco, A. et al, Journal of Materials Science 23 (1988), 2107-2114
8. Marucco, A., Materials Science and Engineering A189(1994) 267-276
9. Marucco, A., Materials Science and Engineering A194(1995) 225-233
10. Lang, E., Lupinc, V., and Marucco, A., Journal of Materials Science, A114 (1989) 147-157
11. Taylor, A and Hinton, K. G., Jour. of Institute of Metals, Vol. 81, 1952-53, pp. 169-180
12. Nordhiem, R. and Grants, N. J., Journal of Institute of Metals, Vol. 82, 1953-54, pp. 440-444
13. 류우석 외, 증기발생기 전열관 재료의 열적, 기계적 특성연구 보고서, KAERI/RR-1293/92, 1992, KAERI/RR-1190/93, 1993
14. Damask, A. C. and Dienes, G. J., Point Defects in Metals, Gordon and Breach, 1971, pp. 148-151
15. Pruthi, D.D., Anand, M.S. and Agarwala, R.P., Journal of Nuclear Material Vol. 64 (1977) pp.206-210
16. 김준구 외, 원전 2차계통 부품의 안전성 평가기술연구 보고서, KINS/AR -045/90, 1991
17. Tanner, L. E., Acta Metallurgica, Vol. 20, 1972, pp.1197-1227

Table 1. Chemical Composition of Alloy 600 used in This Study

elements wt %	C	Co	Ti	Cr	Cu	Fe	Mn	Ni	S	Si
Alloy 600	0.009	0.06	-	16.25	0.05	8.15	0.32	74.55	0.002	0.31

Table 2. The Major Elements and Theoretical Phase Fraction in Alloy 600, 690, and 800

element alloy	Weight %			Atomic %			Alloy Phase %					corrosion resistance to IGSCC
	Ni	Cr	Fe	Ni	Cr	Fe	Ni ₂ Cr ortho -hombic	Ni ₃ Fe simple cubic	규칙 상 % [Max.]	free Ni	free Fe	
I600	75.1	16.3	8.2	73.3	18.3	8.4	54.9	33.6	88.5	11.5		bad
I690	58.3	29.8	10.7	57.9	31.6	10.5	<94.8	<42	100	0		excellent
I800	34	21	43.7	32.8	22.9	44.3	<49.2	<43.7	<49.2	0	33.4	good



1. Determination of Activation Energy for Ordering Reaction in Alloy 600 Quenched after 1095°C-1/2hr.

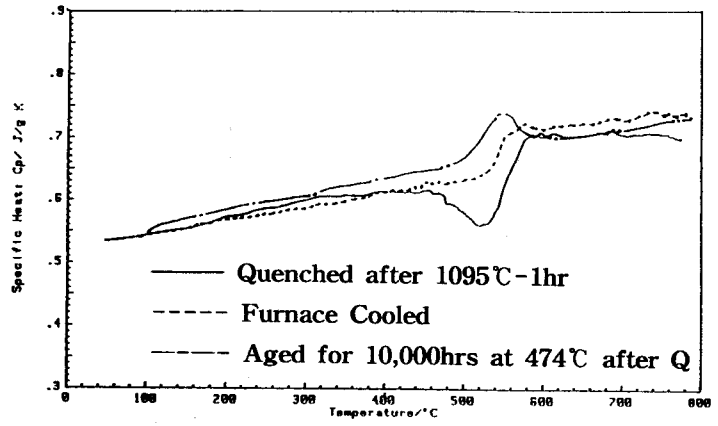


Fig. 2 Specific Heat Variation of Alloy 600 with Temperature for the Quenched, Furnace Cooled, and Aged Specimen.

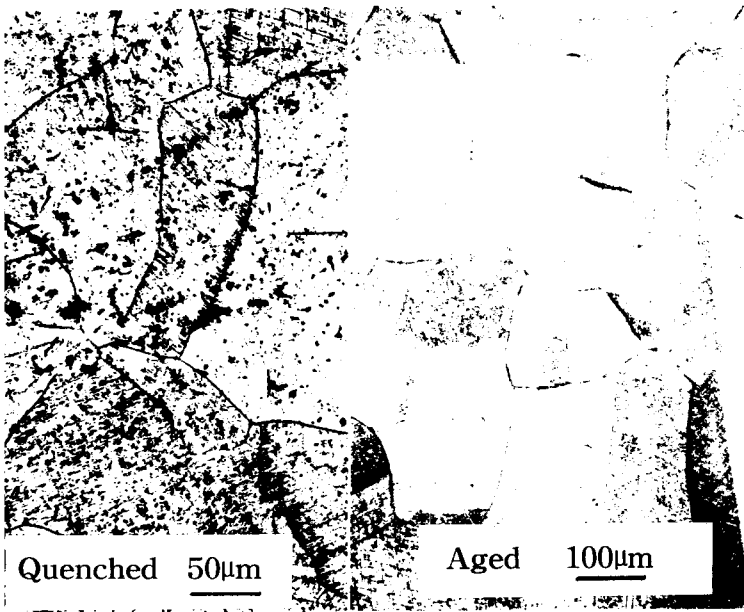


Fig. 3 Optical Micrographs for the Quenched and Aged Specimen.

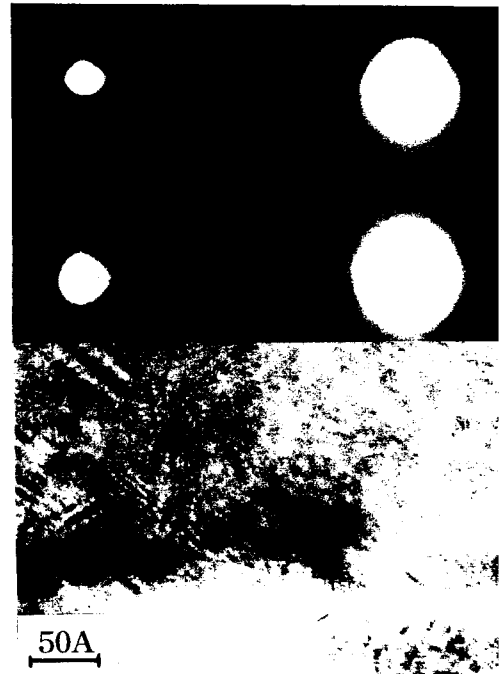


Fig. 4 (112) SADP and BF Image for the Quenched Specimen.

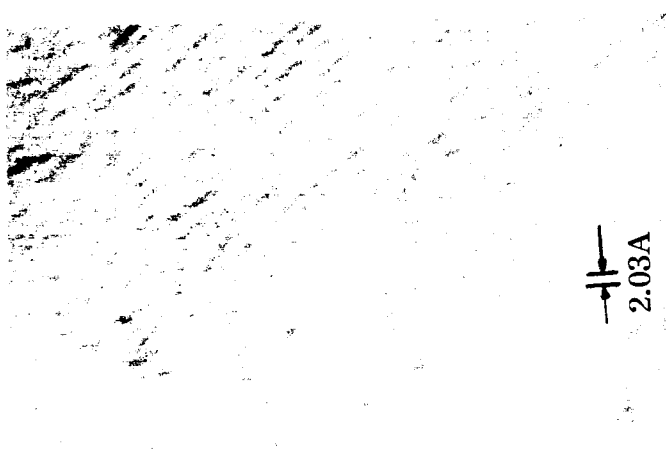


Fig. 5 The High Resolution Image for the Aged Specimen at 474°C for 10,000hrs.