

700 °C $V_2O_5 + Na_2SO_4$ 혼합 용융염 환경에서 시간에 따른 Inconel 690 합금의 고온 부식 거동

강창민¹ · 정이² · 장희진^{1,†}

¹조선대학교 신소재공학과, 광주광역시 동구 조선대 5길 60

²조선대학교 반도체융합학과, 광주광역시 동구 조선대 5길 60

(2025년 12월 16일 접수, 2026년 1월 19일 수정, 2026년 1월 20일 채택)

Time-Dependent Hot Corrosion Behavior of Inconel 690 Alloy in $V_2O_5 + Na_2SO_4$ Molten Salt Mixture at 700 °C

ChangMin Kang¹, Yi Jeong², and HeeJin Jang^{1,†}

¹Department of Materials Science and Engineering, Chosun University, 60, Chosundae-5gil, Dong-gu, Gwangju, 61452, Republic of Korea

²Department of Semiconductor Convergence Engineering, Chosun University, 60, Chosundae-5gil, Dong-gu, Gwangju, 61452, Republic of Korea

(Received December 16, 2025; Revised January 19, 2026; Accepted January 20, 2026)

High-temperature combustion environments can lead to severe hot corrosion due to corrosive salts present in combustion gases. Therefore, the corrosion resistance of high-temperature alloys is crucial for determining component durability. This study evaluates the hot corrosion behavior of Inconel 690 alloy exposed to a mixed molten salt of V_2O_5 and Na_2SO_4 at 700 °C, employing both qualitative and quantitative methods. To investigate corrosion kinetics, hot corrosion tests were conducted for 5 min, 15 min, 6 h, 72 h, and 192 h, and the corrosion rates were compared based on weight change per unit area. Time-dependent corrosion behavior was further analyzed using SEM-EDS and XRD to characterize elemental diffusion and the formation of corrosion products. As exposure time increased, alloying elements in Inconel 690 diffused outward, forming various compounds and oxide layers, including NiO, Cr_2O_3 , $CrVO_4$, and $Ni_3V_2O_8$. Notably, Cr_2O_3 , which forms in the early stages of corrosion, is identified as the primary contributor to the alloy's hot corrosion resistance.

Keywords: Hot corrosion, Time-dependence, Molten salt mixture, Inconel 690 alloy

1. 서론

최근 산업계는 지속적인 에너지 수요 증가와 더불어 환경 규제가 강화되고 있다 [1]. 따라서 다양한 산업 분야에서 고효율의 시스템 개발이 요구되고 있다. 특히, 에너지 소비량이 큰 발전소, 해양, 석유화학 등의 산업은 연료의 고온 연소 환경이 필수적이다. 일반적으로 사용되는 연료에는 S 및 V 성분이 포함되어 있는데 연소 후 V_2O_5 , Na_2SO_4 등의 화합물로 변화하여 고온에서 용융염 상태로 존재하게 된다. 이러한 용융염은 금속 표

면의 보호 산화막을 파괴하고 급격한 금속 손실을 유발함으로써 설비 수명 감소, 예상치 못한 고장 및 유지보수 비용 증가를 초래하는 고온 부식 현상을 일으킬 수 있다.

고온 부식은 금속이 고온에서 용융염에 의해 산화막이 용해(fluxing)되어 부식이 가속화되는 현상을 말한다. 고온 부식의 주된 매개물은 Na_2SO_4 이며 Na_2SO_4 의 용융점(884 °C)을 기준으로 고온 부식 1유형과 2유형으로 나뉜다 [2,3]. 1유형은 Na_2SO_4 의 용융점보다 높은 온도(900 ~ 1000 °C)에서 금속 표면의 산화물이 용해되며 빠르게 부식이 진행된다. Na_2SO_4 가 다른 화합물과 반응하여 공융염을 형성하면 더 낮은 온도에서 용융염 상태가 유지될 수 있으며 부식이 발생한다. 이 때 공융염이 산화막

[†]Corresponding author: heejin@chosun.ac.kr

강창민: 박사과정, 정이: 석사과정, 장희진: 교수

및 금속 내부로 침투하여 불균일하게 부식이 진행되는 데 이 경우를 고온 부식 2유형이라고 한다 [2-6]. V_2O_5 의 용점은 약 690 °C이며 Na_2SO_4 와 혼합 시, 혼합 용융염의 용점은 약 600 ~ 650 °C 정도가 된다 [7]. 일반적으로 선박용 대형 엔진의 작동 온도는 약 700 °C로 알려져 있으며, 이러한 온도 범위는 통상적으로 2유형 고온 부식이 보고되는 온도 범위에 해당한다. 그러나 $V_2O_5 + Na_2SO_4$ 혼합 용융염은 700 °C에서도 완전 용융 상태를 유지할 수 있어 온도 조건은 2유형 범위에 해당하더라도 비교적 1유형 고온 부식에서 관찰되는 양상과 유사한 양상이 함께 관찰될 가능성이 있다. 따라서 고온 부식 연구를 진행할 때는 용융염의 종류와 조성, 고온 부식 진행 온도에 따라 달라지는 부식 유형에 대한 검토가 필요하다.

고온 부식 연구는 주로 Inconel 625, 718 합금 및 Mar-M247 등 가스터빈 및 보일러 부품에 널리 사용되는 초내열 합금을 중심으로 수행되어 왔다 [4]. Inconel 625 합금은 용융염 환경에서 Cr_2O_3 , NiO를 주성분으로 하는 산화물을 형성하며, Cr_2O_3 가 부식저항성 향상에 중요한 역할을 한다고 보고하였다 [8,9]. 또 다른 연구에 따르면 Mar-M247 합금은 Na_2SO_4 용융염 환경에서 Al_2O_3 기반의 치밀한 산화막을 형성할 경우 용융염의 침투를 효과적으로 보호한다고 하였다 [10]. 이처럼 고온 부식 환경에서는 Cr_2O_3 또는 Al_2O_3 로 이루어진 치밀한 산화막을 형성하는 것이 고온 부식 저항성 확보에 중요하다고 보고되고 있다 [8-11]. 다만, 또 다른 연구에 따르면 V_2O_5 용융염은 낮은 용점과 높은 산화반응성을 가지며 저융점 바나테이트(Na -바나테이트)를 형성함으로써 Cr_2O_3 와 같은 산화막을 용해시켜 고온 부식 현상을 가속화시킬 것이라고 보고되었다 [12]. 현재, 고온 부식에 대해 활발하게 연구된 다른 합금들과 달리 Inconel 690 합금의 경우, $V_2O_5 + Na_2SO_4$ 환경에 대한 고온 부식 연구는 부족한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 700 °C 온도 조건의 $V_2O_5 + Na_2SO_4$ 혼합 용융염 환경에서 Inconel 690 합금을 다양한 시간동안 노출시켜 고온 부식 유형 및 진행 거동을 조사하였다. 고온 부식 후 시편 단면을 관찰하여 용융염의 영향과 합금 원소의 확산 거동을 정성적으로 분석하고, 무게 감량 측정을 통해 질량 변화량 및 부식 속도를 정량적으로 평가하였다. 이후 두 결과를 비교 분석함으로써 700 °C의 $V_2O_5 + Na_2SO_4$ 혼합 용융염 환경

에서 Inconel 690 합금의 시간에 따른 고온 부식 메커니즘을 고찰하였다.

2. 실험방법

2.1 시료준비 및 고온 부식

균일한 고온 부식 실험을 진행을 위해 모든 시료는 ISO 17224:2015 [13] 및 JIS Z 2292 [14] 규격을 준수하여 준비하였다. 시료는 12 × 15 × 2 (mm) 크기로 가공하였으며, SiC 연마지를 사용하여 1000 grit까지 표면 연마를 진행하였다. 시료의 모서리 부분은 연마를 통해 둥글게 마감하였다. 본 연구에 사용된 혼합염 조성은 85 wt% $V_2O_5 + 15$ wt% Na_2SO_4 로 V가 함유된 연료 연소 환경에서 발생하는 고온 부식 염 조성을 모사하고 낮은 용융점을 갖는 혼합염 환경을 재현하기 위해 설정하였다 [12,15,16]. 혼합염에 아세톤을 혼합하여 20 mg/cm²의 도포량을 시료 표면에 균일하게 도포하였다. 표면에 혼합염을 도포한 시료들은 전기로를 활용하여 700 °C에서 5 min, 15 min, 6 hour, 72 hour, 192 hour 동안 고온 부식을 진행한 후 공냉 처리하였다. 연구에 사용된 시료 Inconel 690 합금의 조성은 Table 1과 같다.

2.2 표면 관찰 및 단면 분석

고온 부식 진행 전 시료 표면의 미세조직을 관찰하기 위해 SiC paper를 사용하여 4000 grit까지 연마를 진행한 후 Alumina powder를 사용하여 1 μm까지 미세연마를 진행하였다. 미세연마 후 Glyceria solution (37 % HCl + 65 % HNO₃ + Glycerol = 2 : 1 : 1)을 사용하여 에칭하였다. 이후 주사전자현미경을 사용하여 관찰하였다. 각 시간에 따라 고온 부식을 진행한 시료는 epoxy resin을 사용하여 cold mounting을 진행한 후 SiC paper를 사용하여 4000 grit까지 연마를 진행한 후 Alumina powder를 사용하여 1 μm까지 미세연마를 진행하였다. 이후 주사전자현미경을 활용하여 EDS 분석을 진행하였다.

2.3 XRD 측정

각 시간별로 고온 부식을 진행한 시료는 표면 상 분석을 위해 XRD (X-Ray Diffraction) 분석을 진행하였다. 분석조건은 다음과 같다. power: 40 KeV, 30 A, scan rage: 10° ~ 80°, scan step: 0.01°, time per step: 0.3 sec.

Table 1. Chemical composition of Inconel 690 (wt%)

	Ni	Cr	Fe	Mn	Ti	Si	etc
Inconel 690	Bal.	28.56	9.40	0.81	0.36	0.33	0.09

2.4 무게 감량 측정 및 부식속도 환산

고온 부식을 진행한 시료는 부식 생성물을 제거한 후 무게 변화량을 측정하였다. 부식 생성물 제거는 ISO 17224:2015 [13]를 준수하여 진행하였다. 우선, NaOH (수산화나트륨) + KMnO₄(과망간산칼륨) 혼합 수용액에 시료를 넣고 30분 가열하였다. 이후 (NH₄)₂C₂H₆O₇(암모늄시트르산) 수용액에서 다시 30분 가열하였다. 필요에 따라 이 과정을 최대 3회 반복 수행하였으며 부드러운 솔을 이용하여 표면을 문질러서 부식 생성물을 제거하였다. 단위 면적당 무게 변화량을 측정하기 위해서 식 E₁을 사용하였다. 식 E₁에서 m₀는 부식 전 시료 무게 (mg), m_d는 부식 생성물 제거 후 시료 무게(mg)이며 A는 시료의 표면적(cm²)이다. 단위 면적당 무게 감량을 구한 후 부식속도 환산을 위해 식 E₂를 사용하였다. 식 E₂에서 K는 단위변환 상수(mm/year: 87.6), W는 무게 변화량(mg), A = 시료의 표면적(cm²), T는 부식 진행시간(min, hour), D는 밀도(g/cm³, Inconel 690: 8.19)이다.

$$E_1 (mg / cm^2) = \frac{(m_d - m_0)}{A} \tag{1}$$

$$E_2 (mm / year) = \frac{K \times W}{A \times T \times D} \tag{2}$$

3. 실험결과 및 고찰

3.1 무게 감량 측정 및 부식 속도 환산

Fig. 1는 시간에 따른 고온 부식 진행 후 표면 부식생성물을 제거 하고 측정한 무게 변화량이다. Fig. 2는 시간에 따른 고온 부식 평균 부식 속도이다. 무게 변화량

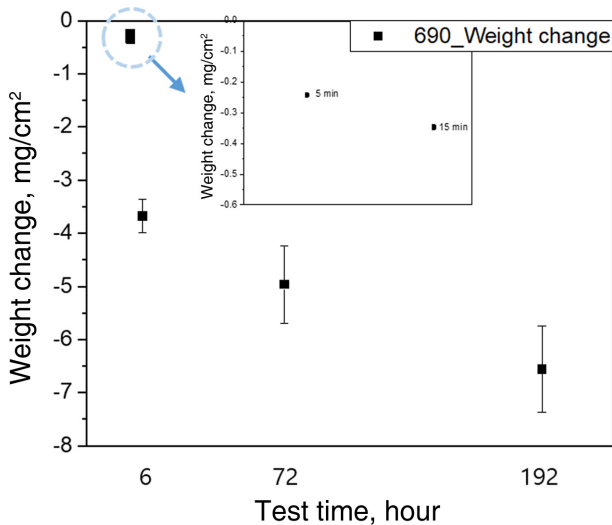


Fig. 1. Weight change of Inconel 690 after hot corrosion at different times: 5 min, 15 min, 6 hour, 72 hour, and 192 hour

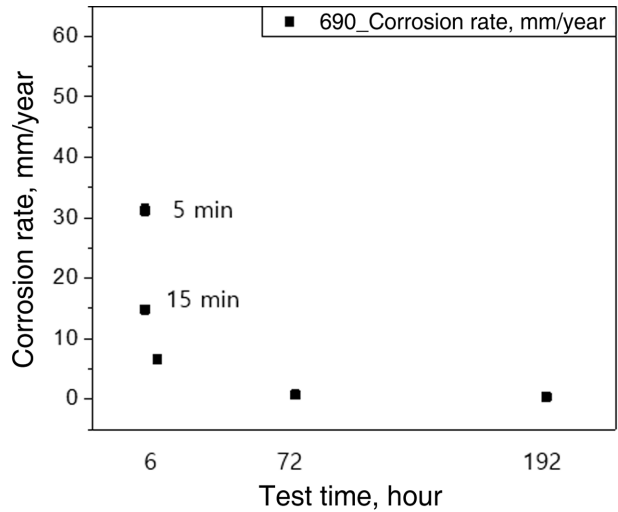


Fig. 2. Average corrosion rate of Inconel 690 after hot corrosion at different times: 5 min, 15 min, 6 hour, 72 hour, and 192 hour

은 고온 부식 시간이 지남에 따라 무게 감소량이 증가하는 것을 알 수 있으며 평균 부식 속도는 느려지는 것을 알 수 있다. 고온 부식 초기에는 부식 진행시간이 짧아 누적 무게 감소량은 작다. 하지만 고온 부식 시간이 증가할수록 부식 환경에 더 많이 노출 및 반응하게 되어 무게 감소량은 증가하는 경향을 보인다. 부식 속도의 경우, 고온 부식 초기에는 금속 표면이 고온 용융염 환경에 그대로 노출되기 때문에 반응성이 매우 높아 가장 빠른 속도를 보인다. 시간이 지남에 따라 부식 생성물이 형성되면서 금속 표면의 반응성은 낮아진다. 따라서 부식 속도는 감소하는 경향을 보인다.

3.2 단면 분석

Fig. 3는 고온 부식 시간에 따른 단면 관찰 사진이며, Fig. 4는 Fig. 3에 대한 SEM-EDS 분석 결과이다. 염을 제거하지 않고 관찰하였다. 고온 부식 초기(5분, 15분)에는 Ni의 확산은 잘 관찰되지 않았으며 Cr은 확산이 조금 진행된 것처럼 관찰되었다. Fig. 3에서 72 hour 이후부터는 산화물의 층이 분리되는 듯한 경향을 보였다. 이 경향성은 Fig. 4를 통해 합금 원소의 확산 및 분포의 영향으로 보인다. Fig. 2에서 고온 부식 초기에는 부식 속도가 매우 빠른 것을 확인할 수 있다. 고온 부식 초기 빠른 부식 속도는 Fig. 3 및 Fig. 4를 통해서 합금 원소의 확산이 활발하게 이루어지지 않아 부식 생성물이 잘 형성되지 않은 영향으로 볼 수 있다. 6 hour 이전에는 부식생성물 층이 아닌 용융염층으로 관찰되지만 6 hour 이후에는 합금 원소의 확산이 이루어져 산화물 층을 형성함을 확인할 수 있다.

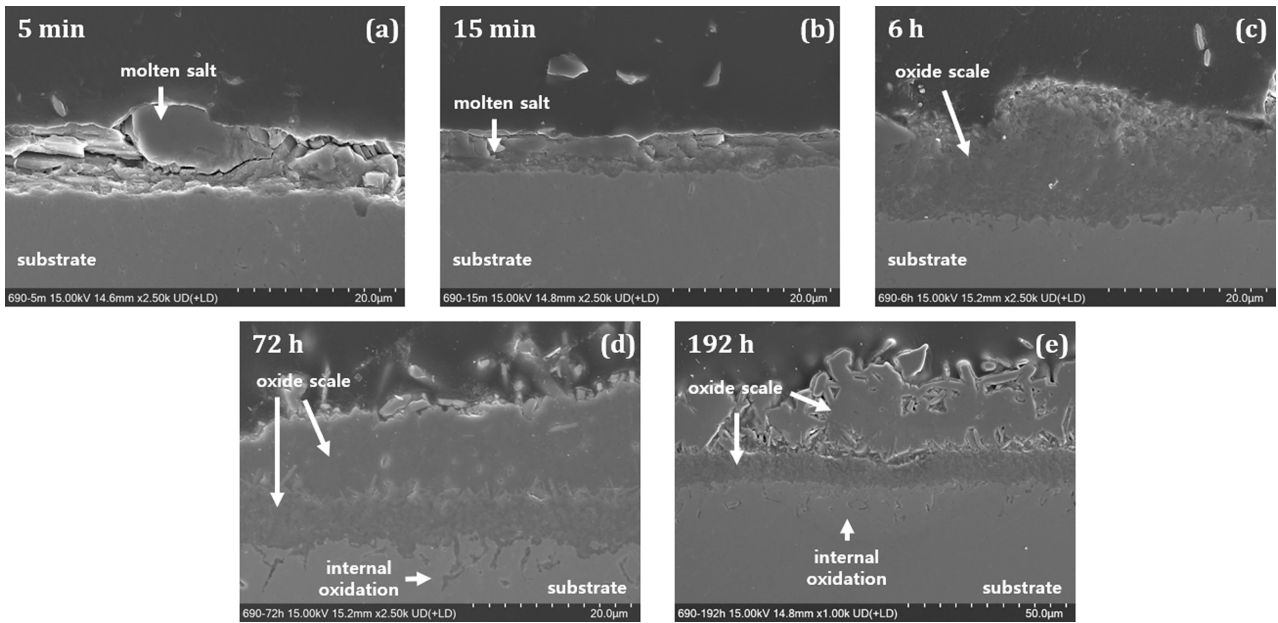


Fig. 3. Cross-sectional SEM images after hot corrosion at different times: (a) 5 min, (b) 15 min, (c) 6 hour, (d) 72 hour, and (e) 192 hour

Fig. 4에서 6 hour 이하의 경우 Ni과 Cr이 혼재하는 하나의 산화층이 관찰되지만, 6 hour에서는 모재의 Ni, Cr이 용융염 층 내로 혼합 확산된 것을 확인할 수 있다. 이때, Cr은 모재 가까이 응집층을 형성하는 경향이 관찰되었다. 이후 72 hour 부터는 바깥쪽의 Ni 층과 안쪽의 Cr 층으로 구분되어 보인다. 또한 Fig. 3 (c), (d), (e) 를 통해 고온 부식 6 hour 이후에서는 산화물층에서 모재 방향으로 국부적인 침투가 관찰된다. 이 현상은 Cr 산화물의 확산으로 보이며, 고온 부식 시간이 오래됨에

따라 혼합 용융염의 영향으로 금속 계면이 불안정해진 것이 영향을 미쳤을 것으로 판단된다. 산화물 층에서 모재 방향으로 확산된 물질은 Fig. 4 (c), (d), (e)를 통해 Cr 산화물임을 확인할 수 있다. Cr 대비 Ni은 상대적으로 고온 부식 초기 확산되지 않았다. 산소 친화력이 큰 Cr이 고온 부식 초기 Cr 산화물 및 V 화합물을 잘 형성하였기 때문으로 보인다. 이후, 고온 부식 시간이 증가함에 따라 Ni 층은 주로 바나데이트(Ni-바나데이트) 화합물로 존재하는 반면, Cr 층은 안정한 산화물 형태

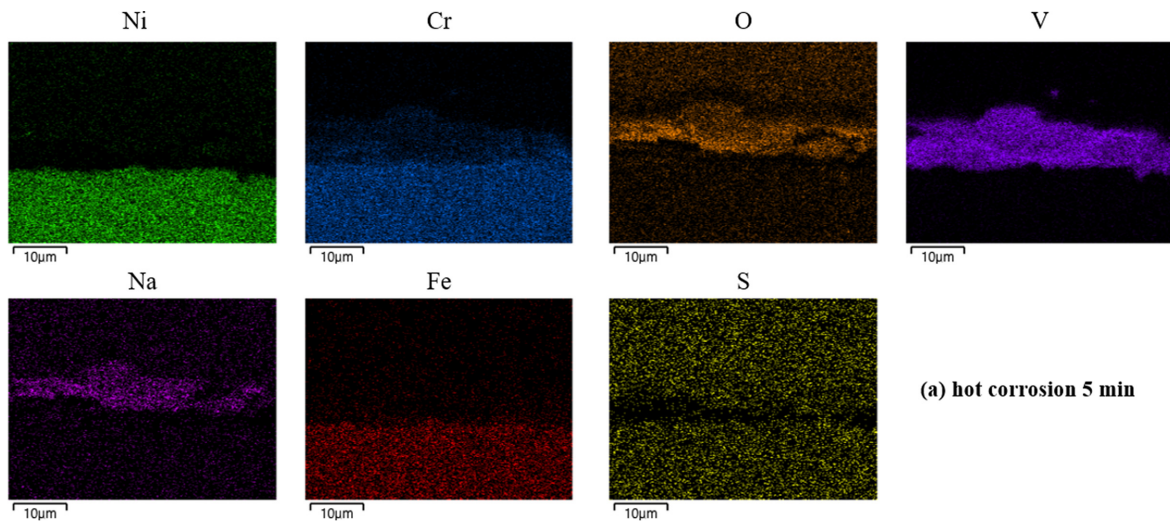


Fig. 4. Cross-sectional SEM-EDS results of Inconel 690 element after hot corrosion at different times: (a) 5 min, (b) 15 min, (c) 6 hour, (d) 72 hour, and (e) 192 hour

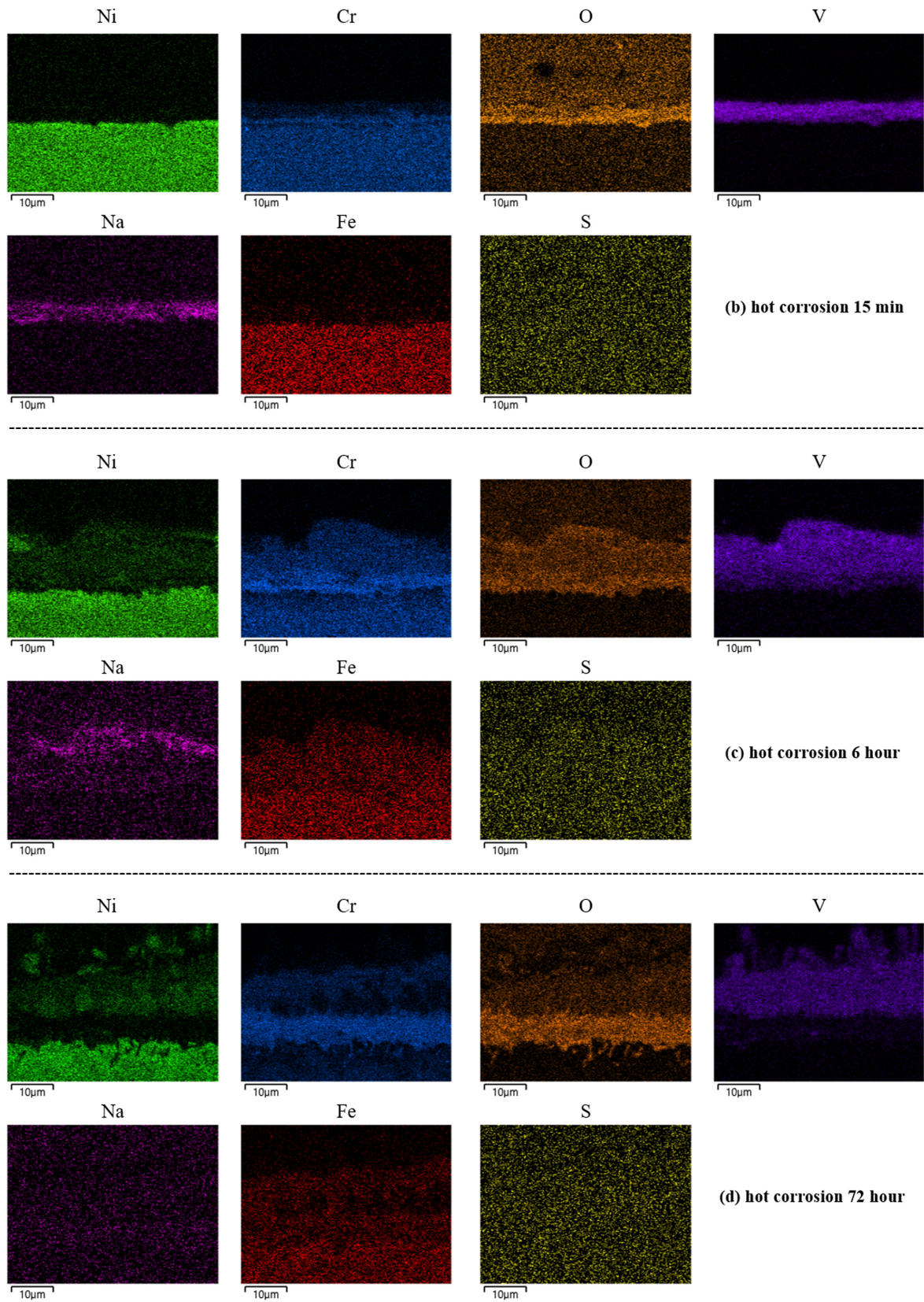


Fig. 4. (Continued) Cross-sectional SEM-EDS results of Inconel 690 element after hot corrosion at different times: (a) 5 min, (b) 15 min, (c) 6 hour, (d) 72 hour, and (e) 192 hour

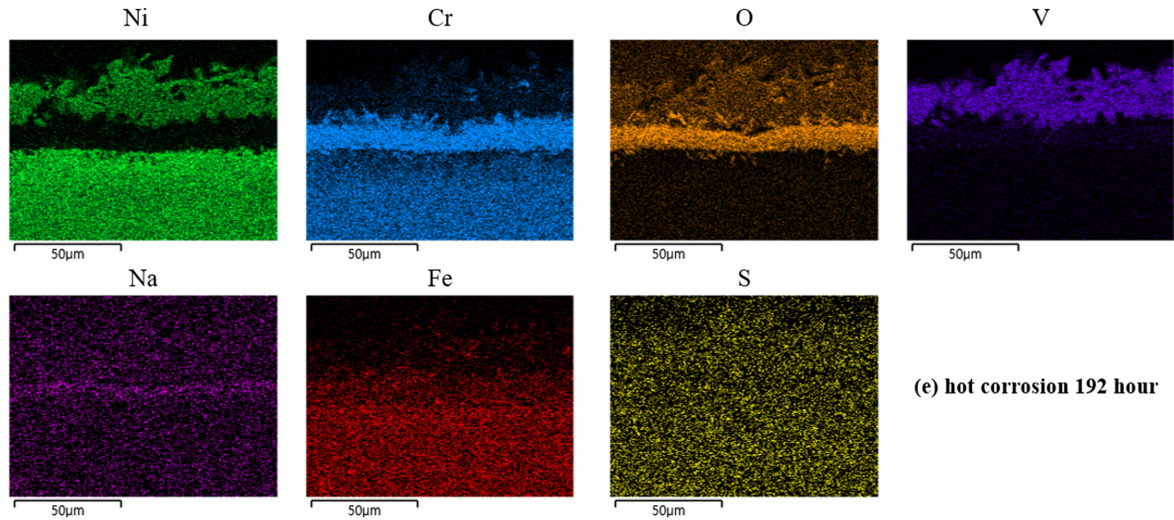


Fig. 4. (Continued) Cross-sectional SEM-EDS results of Inconel 690 element after hot corrosion at different times: (a) 5 min, (b) 15 min, (c) 6 hour, (d) 72 hour, and (e) 192 hour

로 잔존하는 경향을 보였다. 이는 Ni 보다 Cr의 산소 친화력이 더 큰 영향이라고 볼 수 있다 [17]. Fe의 경우, 6 hour 이후부터 확산되어 산화물 층을 형성하는 것을 확인할 수 있다. V과 S는 시간에 따른 경향성을 크게 보이지 않았다.

또한, Fig. 3a ~ c를 통해 고온 부식 초기에는 비교적 연속적이고 균일한 부식 생성물층이 형성되어 전형적인 고온 부식 1유형에서 보고되는 형태와 유사한 거동을 보였다. 그러나 고온 부식 시간이 증가함에 따라 Fig. 3c ~ e에서 부식 생성물층과 금속 계면에서 국부적인 균열 및 침투가 관찰되었는데 이는 타연구에서 보고된 고온 부식 2유형에서의 부식 거동과 유사한 특징으로 해석할 수 있다 [18,19].

3.3 XRD 분석 및 고온 부식 양상 개략도

Fig. 5는 XRD 분석 결과이다. Cr_2O_3 , $CrVO_4$, NiO, $NiCrO_4$, $Ni_3V_2O_8$ 등의 산화물이 관찰되었다. 고온 부식 초기(5 min ~ 15 min)에는 Cr_2O_3 와 $CrVO_4$ 가 주로 관찰되고 $Ni_3V_2O_8$ 은 거의 관찰되지 않았다. Fig. 4에서도 고온 부식 초기에는 Ni의 확산은 거의 관찰되지 않고 Cr이 먼저 확산되는 것을 관찰할 수 있다. 확산 속도가 빠른 Cr은 Cr 산화물 형성 및 용융염의 V과 반응하여 Cr-V 화합물을 고온 부식 초기부터 형성하였다고 판단된다. Fig. 4를 통해 6 hour 이후에는 Ni 및 Cr의 확산이 활발해지는 것을 확인할 수 있다. XRD 분석 결과 또한 Cr_2O_3 는 여전히 잘 관찰되었으며 $NiCrO_4$ 및 $Ni_3V_2O_8$ 등이 함께 관찰되었다. 다만 $CrVO_4$ 는 고온 부식 진행 6 hour 이전에는 잘 관찰되었으나 72 hour 이상 부식된 시

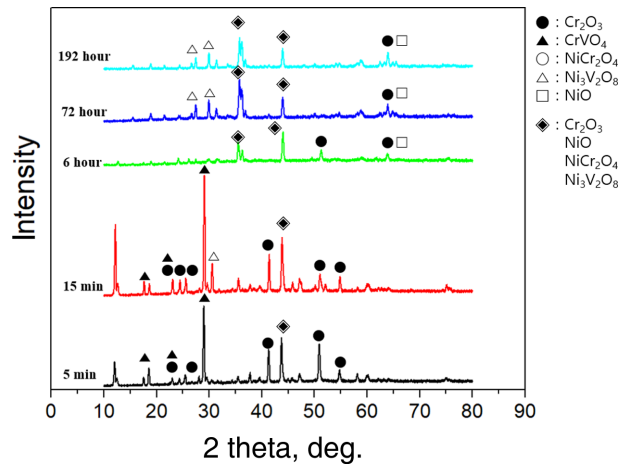


Fig. 5. X-Ray Diffraction analysis results of Inconel 690 after hot corrosion at different times: 5 min, 15 min, 6 hour, 72 hour, and 192 hour

료에서는 잘 관찰되지 않았다. 72 hour 이후에는 $Ni_3V_2O_8$ 이 주로 관찰되었다. 고온 부식 시간이 지남에 따라 활발해진 Ni의 확산이 영향을 미쳤다고 판단된다.

Fig. 6는 Fig. 4와 Fig. 5를 참고하여 완성한 시간에 따른 고온 부식 양상 개략도다. 고온 부식 초기에는 빠른 Cr의 확산 영향으로 Cr_2O_3 와 $CrVO_4$ 가 지배적으로 먼저 형성된다. 이후 외부로 확산되는 Ni이 NiO, $NiCrO_4$ 및 $Ni_3V_2O_8$ 를 형성하며 Cr 산화물과 Ni 산화물이 혼합하여 분포하는 양상을 보인다고 볼 수 있다. 고온 부식 진행 6시간 이후 생성되는 화합물의 변화는 크지 않지만 Ni 산화물층과 Cr 산화물층이 분리되어 각각의 층을 형성한다. 이후 고온 부식 말기인 72시간 이후부터

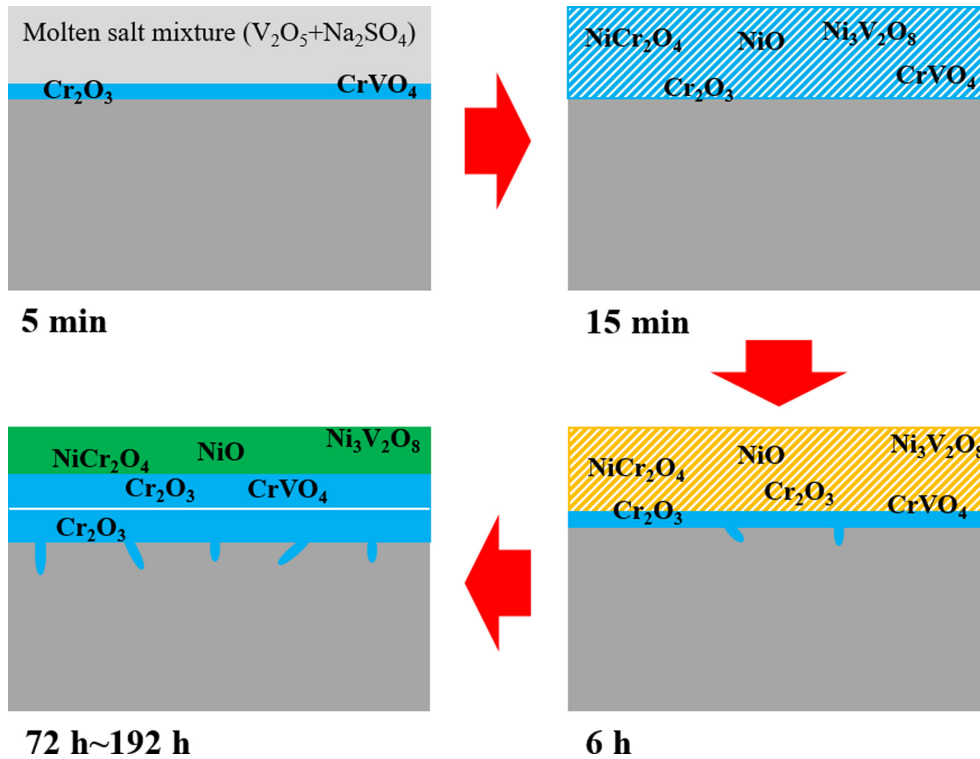


Fig. 6. Schematic of Inconel 690 after hot corrosion at different times: 5 min, 15 min, 6 hour, 72 hour, and 192 hour

는 각 산화물층이 뚜렷하게 분리되어 있다.

Fig. 2에서 고온 부식 진행 시간이 증가함에 따라 부식 속도가 느려지는 경향을 보인다. Fig. 4와 Fig. 5를 통해 6시간 이후, Ni 및 Cr이 활발하게 확산하여 NiO, Cr_2O_3 등의 산화물들이 형성되면서 고온 부식 저항성을 향상시켜 부식 속도가 느려졌다고 볼 수 있다. 또한 Fig. 4와 Fig. 6를 통해 다른 복합 산화물에 비해 Cr_2O_3 는 더욱 견고하게 형성되어 내산화성 향상에 도움이 되었다고 판단된다.

4. 결론

본 연구에서는 시간에 따른 Inconel 690 합금의 고온 부식 경향성을 조사하였으며 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 고온 부식 진행 후 단면 관찰 결과 고온 부식 초기에는 균일하게 부식생성물 층을 형성하는 고온 부식 1유형 경향을 보였다. 그러나 고온 부식 시간이 증가함에 따라 부식생성물 층과 금속 계면에서 불균일한 균열이 관찰되는 고온 부식 2유형 경향을 보였다.

2. 고온 부식 진행 시간이 증가함에 따라 Ni는 산화물의 외부층을 Cr은 산화물의 내부층을 형성하는 경향을 보였다. 이때 Cr 산화물층의 경우, 72 hour 이후 외부는 CrVO_4 , 내부는 Cr_2O_3 로 관찰되었다.

3. 고온 부식 초기(5 min, 15 min)에는 부식 속도는 굉장히 빠르다. 장시간(6 hour ~) 고온 부식 시, 평균 부식 속도는 약 0.365 mm/year로 고온 부식 초기에 비해 평균 부식 속도가 약 85배 느려진 것을 알 수 있다. 평균 부식 속도가 느려지는 이유는 금속 표면의 생성된 산화물층의 영향으로 볼 수 있다.

Acknowledgement

본 과제(연구물)는 2024년도 산업통상자원부 및 산업기술평가관리원(KEIT) 연구비 지원(RS-2024-00449360)과 2025년도 교육부 및 광주광역시 재원으로 광주 RISE센터의 지원을 받아 수행된 지역혁신중심 대학지원체계(RISE)의 결과입니다(2025-RISE-05-013).

References

1. S. Y. Lee, M. I. Cho, S. G. Kang, and C. Huh. Necessity and Research Challenges of Onboard Carbon Capture Technology in Achieving the IMO's Goal of Reducing GHG, *Journal of the Korean Society for Marine Environment & Energy*, **26**, 336 (2023). Doi: <https://doi.org/10.7846/JKOSMEE.2023.26.4.336>

2. L. Korell, K. Beck, A. R. Chitra, F. Hinrichs, C. OSKAY, E. White, M. Heilmaier and M. C. Galetz. Type II Hot Corrosion of Two Mo-Si-Ti Alloys and Mo-Si-B With a Salt Deposit of Mixed Na_2SO_4 and $NiSO_4$, *Materials and Corrosion*, **76**, 1 (2025). Doi: <https://doi.org/10.1002/maco.70048>
3. P. Kofstad and G. Åkesson. Sulfate-induced high-temperature corrosion of nickel, *Oxidation of metals*, **14**, 301 (1980). Doi: <https://doi.org/10.1007/bf00603787>
4. N. Eliaz, G. Shemesh and R. M. Latanision, Hot corrosion in gas turbine components, *Engineering failure analysis*, **9**, 31 (2002). Doi: [https://doi.org/10.1016/S1350-6307\(00\)00035-2](https://doi.org/10.1016/S1350-6307(00)00035-2)
5. J. Stringer, High-temperature corrosion of superalloys, *Materials Science and Technology*, **3**, 482 (1987). Doi: <https://doi.org/10.1080/02670836.1987.11782259>
6. S. Hu, H. Finklea and X. Liu, A review on molten sulfate salts induced hot corrosion. *Journal of Materials Science & Technology*, **90**, 243 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.03.013>
7. S. K. Chae and J. S. Cho, High temperature corrosion of KS standard SBC-1 carbon steel by $V_2O_5 \cdot Na_2SO_4$ system, *Korean Journal of Metals and Materials*, **8**, 1 (1970). UCI: I410-ECN-0102-2008-580-001798628
8. X. Shi, B. Li, H. Liu, Y. Yao, P. Li, Y. Min, F. Huang, Q. Huang and F. Ge, The corrosion resistance mechanisms of the cr-coated SiC in molten Na_2SO_4 salt: strengthened boundaries and protective scales, *Corrosion Science*, **185**, 109421 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109421>
9. G. Prashar and H. Vasudev, Hot corrosion behavior of super alloys, *Materials Today: Proceedings*, **26**, 1131 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.226>
10. Q. Hu, S. Geng, J. Wang, F. Wang, Q. Sun, S. Xia and Y. Wu, Solid/Molten Na_2SO_4 -Induced Hot Corrosion Behaviors of Mar-M247 Alloy with CVD Aluminide Coatings, *High Temperature Corrosion of Materials*, **101**, 283 (2024) Doi: <https://doi.org/10.1007/s11085-024-10315-1>
11. S. J. Jung and D. J. Kim, Effects of alloying elements on the mechanical and high temperature corrosion properties of solid-solution hardening nickel-base alloy, *Corrosion Science and Technology*, **13**, 178 (2014). Doi: <http://dx.doi.org/10.14773/cst.2014.13.5.178>
12. L. Li, L. Li, G. Zhang, H. Xue, M. Cui, W. Wang and D. Liu, Hot corrosion behavior of Inconel 625 in Na_2SO_4 and V_2O_5 molten salt system, *Metals*, **13**, 1069 (2023). Doi: <https://doi.org/10.3390/met13061069>
13. ISO 17224:2015, Corrosion of metals and alloys-Test method for high temperature corrosion testing of metallic materials by application of a deposit of salt, ash, or other substances.
14. JIS Z 2292:2004 Method for high-temperature corrosion test of metallic materials by salt coating, Japanese Standards Association (2004).
15. D. Pradhan, G. S. Mahobia, K. Chattopadhyay and V. Singh, Severe hot corrosion of the superalloy IN 718 in mixed salts of Na_2SO_4 and V_2O_5 at $700^\circ C$, *Journal of materials engineering and performance*, **27**, 4235 (2018). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3501-9>
16. Y. Koyanagi, M. Nagaya, H. Takabayashi and M. Osaki, Hot Corrosion Characteristics of Cellular Precipitating Ni-Based Alloy “DSA@760” with High Hardness and High Corrosion Resistance, *Denki Seiko*, **87**, 65 (2016).
17. J. Chengyang, J. Zhang and D. J. Young, The effect of water vapor on NiO formation by Ni-Cr alloys at $650^\circ C$ (HTCPM Focus Issue, FNS-111), *Oxidation of Metals*, **96**, 57 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11085-021-10047-6>
18. J. Sumner, A. Encinas-Oropesa, N. J. Simms and John. R. Nicholls, Type II hot corrosion: kinetics studies of CMSX-4, *Oxidation of Metals*, **80**, 553 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11085-013-9395-x>
19. R. Malacarne, S. Mathieu, L. Aranda, D. Diomande, C. Desgranges, S. Knittel, and M. Vilasi. Type II hot corrosion of A718 and AD 730TM polycrystalline Ni-based alloys: Influence of the SO_3 partial pressure, *Corrosion science*, **224**, 111550 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111550>