

## UNS N08810 합금의 입계부식손상과 원인 분석

김영식<sup>†</sup> · 황보덕

국립안동대학교 신소재공학부 청정에너지소재기술연구센터  
760-749 경북 안동시 경동로 1375  
(2012년 9월 5일 접수, 2012년 10월 23일 수정, 2012년 10월 24일 채택)

### Elucidation of Intergranular Corrosion of UNS N08810 alloys

Youngsik Kim<sup>†</sup> and Deok Hwangbo

Materials Research Center for Energy and Green Technology,  
School of Advanced Materials Engineering, Andong National University,  
1375 Gyeongdongro, Andong, Gyeongbuk, 760-749, Korea

(Received September 5, 2012; Revised October 23, 2012; Accepted October 24, 2012)

Corrosion failure of petrochemical facilities is one of the difficulties in maintenance, since operating conditions of crude oil production, storage, and refinement are very aggressive. UNS N08810, which has been used for crude oil transportation pipes and storage tanks in petrochemical industries, shows good resistance to general corrosion and localized corrosion in several environments. Among its environments, UNS N08810 showed better corrosion resistance in fuel gas containing sulfuric acid and phosphoric acid and sulfur. However, ductility and toughness at high temperature over about 500 °C were greatly reduced due to microstructural change. In general, welding process is the representative method to join the parts in industrial components. Because the alloy by welding can be sensitized and corroded, the manufacturing process should be controlled. In this work, UNS N08810 was used and heat treatment conditions including solution and stabilization treatments were controlled. Oxalic acid etch test by ASTM A262 Practice A was done to evaluate the qualitative sensitization in room temperature. Huey test by ASTM A262 Practice C was done to evaluate the intergranular corrosion rate in boiling 65% HNO<sub>3</sub> solution. Also, the microstructure by thermal history was analyzed. Experimental alloy showed high intergranular corrosion rate and its corrosion mechanism was elucidated.

**Keywords** : UNS N08810, intergranular corrosion, stabilization heat treatment, Titanium sulfide, Titanium carbide(TiC)

### 1. 서 론

30Ni-20Cr-46Fe-0.08C 합금인 Alloy 810은 Fe-Ni-Cr 계 합금으로써 우수한 기계적 강도와 다양한 분위기에서의 전면 및 국부 내식성이 뛰어나기 때문에 발전설비 내 증기발생기 재료로 점점 그 사용량이 증가 되고 있다.<sup>1)</sup> 그러나 이 합금은 500~800 °C의 온도범위에 속하는 용접과 같은 열처리 구간에 노출 되면 예민화가 일어나게 된다.<sup>2)</sup> 합금 800의 예민화는 입계에서의 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 탄화물의 석출과 이에 따른 Cr 고갈에 의하여 일어나며, 예민화된 합금은 입계부식과 응력부식균열(SCC)에 취약하게 된다. 이런 현상이 발전설비 내 증기발생기에서 급작스럽게 일어난다면 막대한 인명피해와 재산상의 문제를 일으킬 수 있으며, 이러한 문제점을 해결하기 위해 Ti을 0.15~0.6 wt.% 가량 첨가하여 입내 및 입계에 TiC를 석출시켜 입계에서의 Cr 고갈로 인한 입계

예민화 현상을 억제시키고 있다.<sup>3)</sup>

한편, 주형과 접하고 있는 부분의 용융 금속은 응고과정에서 빠르게 냉각되어, 평형응고에서 보다 고상 확산의 진행이 늦어지게 된다. 그래서 온도 강하에 따라 고상과 액상의 농도가 상호확산에 의해 계속 균일하게 변화되지 못한 채, 빠른 속도로 결정이 성장함에 따라서 결정의 입계 부분에는 미처 고용되지 못한 황, 산화물, 불순물 등의 농도가 높아져 결정립계와 수지상정 사이에 다량의 편석이 존재하게 된다. 이러한 미시 편석은 주조재의 성질에 악영향을 미치므로, 주조재를 적당한 고온에서 가열하여 확산처리 함으로써 균질화 시켜주는 것이 필요하다.<sup>4),5)</sup> 제조과정 상 주조조직의 파괴를 목적으로 단조 또는 압연을 행하게 된다. 그러나 단조 또는 압연을 행하는 공정이 비록 고온에서의 공정이라 할지라도 공정의 진행 과정 중에 온도가 저하되기 때문에 입계탄화물 등 재료의 물성에 해로운 상들이 석출할 가능성이 높게 된다. 그러므로 단조 또는 압연을 행한 재료의 경우, 그대로 사용하는 경우는 거의 없으며 용체화 소둔 열처리를

<sup>†</sup> Corresponding author: yikim@andong.ac.kr

행하게 된다. 용체화 소둔 열처리를 행하게 되면 결정립계 및 입내에 석출된 해로운 상들이 기지금속 내로 다시 용해되어 균질한 상태를 유지하게 된다. 그러나 안정화 강의 경우, 이러한 소둔 열처리만을 행해서는 용접 시 건전한 물성을 확보하기 어렵다. 그 이유는 재료 중에 존재하는 탄소에 의해서 다량 함유된 크롬과 반응하여 입계 크롬탄화물을 형성함으로써 예민화되고 부식환경에 노출되게 되면 입계부식 등의 국부부식 손상을 받게 되기 때문이다. 이렇게 입계부식이 문제되는 경우에는 안정화 열처리를 행하여 재료 중에 존재하는 탄소를 안정화 원소가 미리 결합함으로써 입계부식저항성을 향상시키는 것이다. 그러나 경우에 따라서는 정상적인 열처리를 행하였음에도 불구하고 입계부식특성이 개선되지 않는 경우가 있다.

본 연구는 시중에서 판매되고 있는 UNS N08810(Ni-20Cr-46Fe-0.08C) 합금 2종에 대하여 입계부식속도를 평가하고 그 저항성을 비교한 뒤, 입계부식저항성이 확보되지 않는 원인에 대하여 소둔열처리 조건의 변화, 안정화 열처리 조건의 변화 및 조직학적 분석을 통하여 그 원인을 규명하고자 하였다.

## 2. 연구방법

본 연구에서 사용된 UNS N08810 합금은 용해 주조 후 단조된 제품을 절단하여 시편으로 사용하였으며, 이들 합금의 화학적 조성을 Table 1에 나타내었다. 최적 용체화 열처리 및 안정화 열처리 조건을 도출하기 위하여 Thermo-Calc 프로그램을 이용하여 상태도를 작성하여 Fig. 1에 나타내었다. 소둔 열처리는 1,120 °C~1,200 °C 까지, 안정화 열처리는 900 °C~1,020 °C까지 변화 시켰으며, 시간을 달리 하여 열처리 하였다. Table 2에 소둔열처리 조건, 안정화 열처리 조건과 시편의 식별번호에 대하여 요약해 놓았다.

미세조직을 관찰하기 위하여 20×20 mm의 크기로 절단 후 SiC 연마지에서 #2000번까지 조연마를 한 뒤, 다이아몬드 페이스트(3 μm, 1 μm)를 이용하여 최종 연마하였다. 그 후 시편을 알코올로 초음파 세척하였다. 20 ml HNO<sub>3</sub> + 80 ml HCl용액으로 에칭한 후 광학현미경(ZEISS AXIOTECH 100HD)으로 미세조직을 관찰하였다. X-선 회절 분석은 SiC 연마지를 이용하여 시편을 #1000까지 연마한 시편을

이용하였다. RIGAKU사 D/MAX2000을 사용하여 2θ를 10°~90°까지 4°/min의 속도로 회절 하여 거시적으로 관찰한 뒤 2θ를 각각 10°~40°까지, 40°~50°까지, 52°~73°까지 1°/min의 속도로 회절 하였다. 또한 SEM-EDS 분석 시편은 광학현미경 관찰 시편과 동일하게 준비하여 JEOL사 JSM-6300을 사용하여 미세구조 관찰 및 구성성분을 분석하였다.

입계부식시험은 모든 시편에 대하여 675 °C에서 60분간 시효열처리한 시편에 대하여 ASTM A 262 Practice C(Huey test)의 규격<sup>6)</sup>에 의거하여 평가하였다. 먼저 시편을 아세톤으로 탈지하고 칭량을 하고, 유리제 홀더를 사용하여 65% HNO<sub>3</sub>용액의 중간에 위치하도록 해서 연속 48시간 동안 비등온도에서 침지시험을 하였다. 매 48시간마다 같은 시편을 새로운 65% HNO<sub>3</sub>용액을 설치하는 비등온도에서의 침지 시험을 총 5회 반복하였다. 입계부식시험 후, 시편의 무게 감량으로부터 입계부식속도를 구하였다.

정성적인 예민화 정도 측정은 ASTM A 262 Practice A(Oxalic acid etch test)에 의거하여<sup>6)</sup> 행하였다. 시편을 15 x 15 mm로 절단한 다음, 구리 피복동선을 이용하여 시편의 한 면에 점용접하여 연결 후 에폭시 수지로 매립하였다. 고정된 시편의 표면을 SiC paper #600까지 연마 후 1 cm<sup>2</sup>의 면적만 노출 되도록 나머지 부분을 에폭시 수지로 도포 하였다. 시편을 양극으로, 오스테나이트계 스테인리스강을 음극으로 하여 상온의 10% Oxalic acid (100g(H<sub>2</sub>C<sub>2</sub>O<sub>4</sub> ·

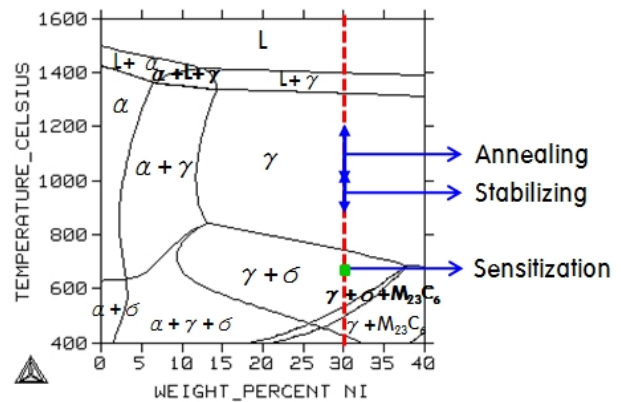


Fig. 1. Phase diagram of Ni-20Cr-46Fe-0.08C alloy by Thermo-Calc program.

Table 1. Chemical composition of UNS N08810 alloys

Alloys	Chemical composition, wt%											
	Ni	Cr	Fe	Mo	Cu	Al	Ti	C	Si	Mn	P	S
A	31.5	19.8	46.2	0.20	0.2	0.30	0.49	0.08	0.4	0.8	0.02	0.010
B	30.0	20.4	47.3	0.03	0.1	0.49	0.64	0.07	0.4	0.5	0.01	0.0014

2H<sub>2</sub>O)+900 ml 증류수) 용액 내에 침지한 후 정류기를 이용하여 1A의 전류를 90초 동안 흘려주었다. 시험 후 시편을 꺼내 초음파 세척 뒤 시편 표면의 현미경 조직을 관찰하여 입계의 상태를 규격에 기초하여 평가하였다.

### 3. 연구결과 및 고찰

#### 3.1 열처리 조건의 변화에 따른 UNS N08810 합금의 입계 부식 거동

소둔 열처리 온도 및 안정화 열처리 온도 변화와 안정화 열처리 시간의 변화에 따른 입계부식시험은 ASTM A 262 Practice C(Huey test)의 규격에 의거하여 준비된 시편을 아세트산으로 탈지하고 칭량을 하였다. 65% HNO<sub>3</sub>용액을 넣고 48시간 비등 시험을 총 5회 반복하였다. 입계부식시험 후, 시편의 무게 감량으로 입계부식속도를 구하였다. 입계부식속도의 만족 여부는 반복된 5회의 평균 부식속도 값이 0.3 mm/year 이하의 값을 보일 경우, 합격기준<sup>7)</sup>을 통과한 것으로 간주하였다. 모든 시편은 소둔열처리 조건 및 안정화열처리 조건에 관계없이 675 °C에서 60분간 예민화 열처리를 행한 상태로 입계부식시험을 행하였다.

Fig. 2는 ASTM A262 Practice C에 의거하여 평가한 입계부식속도에 미치는 소둔열처리 온도의 영향을 보여주고 있다. 비교 합금 B의 경우, 매 48시간마다 평가된 입계부식속도가 기준치<sup>7)</sup> 이하의 낮은 부식속도를 보이고 있다. 그러나 실험합금 A의 경우는 소둔열처리 온도에 관계없이 두 번째 48시간 시험 시 매우 높은 부식속도를 보이고 있어 기준치를 훨씬 초과하므로 이후 시험을 중지하였다. Fig. 3은 ASTM A262 Practice C에 의거하여 평가한 입계부식 시험 중 첫 번째 48시간 시험 후의 부식속도를 소둔 열처리 온도 변화에 따라서 나타낸 그림이다. Table 2와 Fig. 3에서 알 수 있는 바와 같이, 소둔 열처리 온도가 상승할수록 입계 부식속도가 감소하는 것을 볼 수 있다. 비록 기준치를 초과하였다고는 하지만 소둔열처리 온도의 상승에 따라서 입계 부식속도가 감소되는 효과가 나타났다. 이러한 거동은 평가 시편의 제작과정 중 소둔열처리 온도가 상승할수록 제조과정 중에 존재했던 석출물의 분해가 이루어져서 그 후속 열처리 공정에 의하여 좀 더 많은 탄소가 고정되었음을 의미하는 것이라고 해석할 수 있다. 소둔열처리 온도를 매우 높게 처리하였음에도 불구하고 비교합금인 합금 B의 입계부식속도보다 더 크게 나타났고 기준치를 크게 초과하였다.

Fig. 4는 ASTM A262 Practice C에 의거하여 평가한 입계부식속도에 미치는 안정화열처리 온도의 영향을 보여 주고 있다. 안정화 열처리 온도에 관계없이 입계부식시험 횟수가 증가할수록 부식속도가 크게 증가하여 3주기 시험 후 기준치를 크게 초과하므로 시험을 중지하였다. Fig. 5는 ASTM A262 Practice C에 의거하여 평가한 입계부식시험

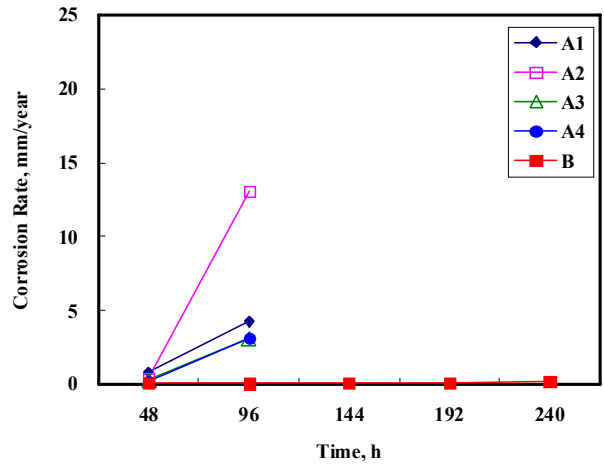


Fig. 2. Effect of annealing temperature on intergranular corrosion rate at each cycles of alloys A and B by ASTM A 262 Practice C.

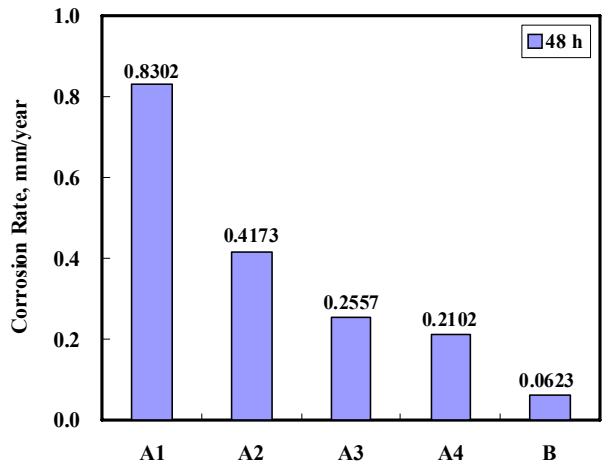


Fig. 3. Effect of annealing temperature on intergranular corrosion rate at 1st. 48hrs immersion test by ASTM A262 Practice C.

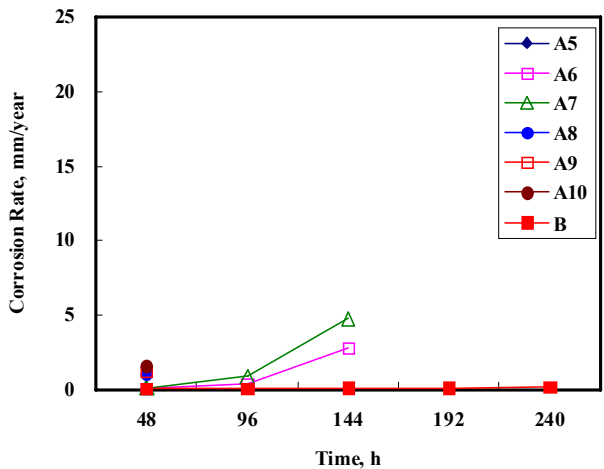


Fig. 4. Effect of stabilizaing temperature on intergranular corrosion rate at each cycles of alloys A and B by ASTM A 262 Practice C.

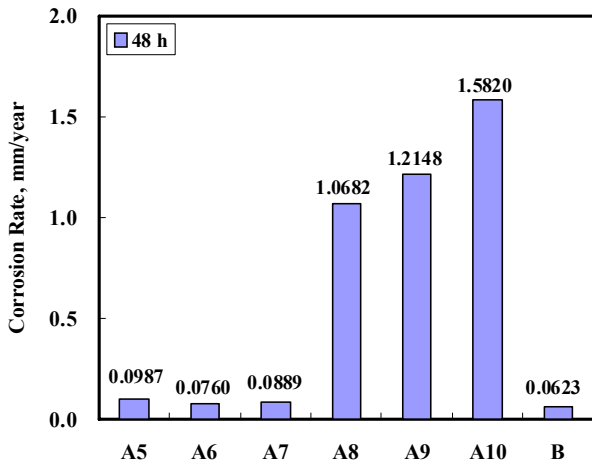


Fig. 5. Effect of stabilizing temperature on intergranular corrosion rate at 1st. 48hrs immersion test by ASTM A262 Practice C.

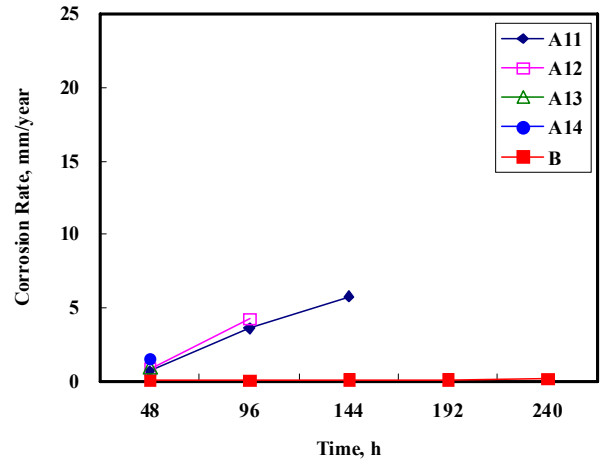


Fig. 6. Effect of stabilizing time on intergranular corrosion rate at each cycles of alloys A and B by ASTM A 262 Practice C.

Table 2. Denotation by heat treatment conditions for alloys A and B

Heat treatment conditions			
Annealing	Stabilizing	Sensitization	Symbols
1120 °C	980 °C-60min	675 °C-60min	A1
1130 °C	980 °C-60min	675 °C-60min	A2
1175 °C	980 °C-60min	675 °C-60min	A3
1200 °C	980 °C-60min	675 °C-60min	A4
1130 °C	900 °C-60min	675 °C-60min	A5
1130 °C	940 °C-60min	675 °C-60min	A6
1130 °C	960 °C-60min	675 °C-60min	A7
1130 °C	980 °C-60min	675 °C-60min	A8
1130 °C	1000 °C-60min	675 °C-60min	A9
1130 °C	1020 °C-60min	675 °C-60min	A10
1120 °C	980 °C-20min	675 °C-60min	A11
1120 °C	980 °C-60min	675 °C-60min	A12
1120 °C	980 °C-180min	675 °C-60min	A13
1120 °C	980 °C-600min	675 °C-60min	A14
1120 °C	980 °C-60min	675 °C-60min	B

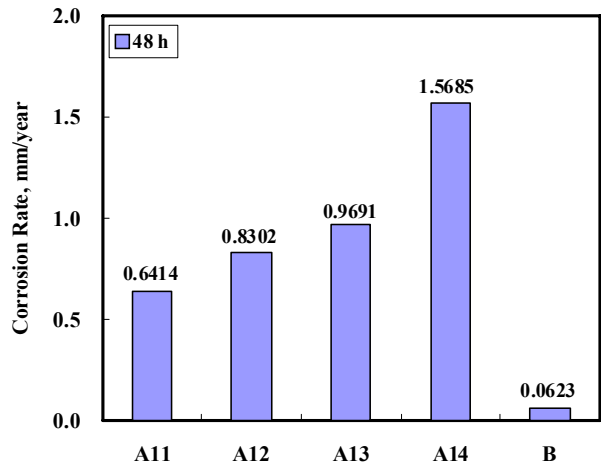


Fig. 7. Effect of stabilizing time on intergranular corrosion rate at 1st. 48hrs immersion test by ASTM A262 Practice C.

중 첫 번째 48시간 시험 후의 부식속도를 안정화 열처리 온도 변화에 따라서 나타낸 그림이다. Table 2와 Fig. 5에서 알 수 있는 바와 같이, 안정화 열처리 온도가 940 °C일 때 가장 작은 입계부식속도를 보였으며, 안정화 온도가 더 낮아 지거나 더 높아지게 되면 입계부식속도가 크게 증가하고 있다. 즉, Ti-C 석출물이 생성될 수 있는 Nose 온도가 940 °C임을 알 수 있다. 그럼에도 불구하고 실험합금 A의 경우, 안정화 열처리 온도를 변화시키더라도 기준치를 크게 초과하는 현상을 나타내었다.

Fig. 6은 ASTM A262 Practice C에 의거하여 평가한 입계부식속도에 미치는 안정화열처리 시간의 영향을 보여 주고 있다. 여기서 안정화열처리 온도는 980 °C였다. 안정화 열처리 시간에 관계없이 비교합금 B의 입계부식속도를 크게 초과하고 있다. Fig. 7은 ASTM A262 Practice C에 의거하여 평가한 입계부식시험 중 첫 번째 48시간 시험 후의 부식속도를 안정화 열처리 온도 변화에 따라서 나타낸 그림이다. Fig. 7과 Table 2에 나타난 바와 같이, 안정화 열처리 시간이 20분에서 60분, 180분, 600분으로 증가할 수록 입계부식속도가 감소하지 않고 오히려 크게 증가하고 있다. 즉, 안정화 열처리 시 안정화 열처리가 되지 않고 오히려 예민화 현상이 가속되고 있음을 보여주고 있는 것이다. 이러한 거동은 재료 중에 안정화를 행할 수 있는 Ti이 존재하지 않기 때문에 안정화 열처리 시간을 증가시키면 오히려

**Table 3. Intergranular corrosion rate at each cycles of alloys A and B by ASTM A 262 Practice C**

Symbols	Corrosion rate, mm/year					Average corrosion rate, mm/year
	48h	96h	144h	192h	240h	
A1	0.8302	4.2422	X	X	X	2.5362
A2	0.4173	13.0396	X	X	X	6.7284
A3	0.2557	3.1003	X	X	X	1.6780
A4	0.2102	3.1431	X	X	X	1.6766
A5	0.0987	X	X	X	X	0.0987
A6	0.0760	0.3879	2.7814	X	X	1.0818
A7	0.0889	0.8857	4.7538	X	X	1.9095
A8	1.0682	X	X	X	X	1.0682
A9	1.2148	X	X	X	X	1.2148
A10	1.5820	X	X	X	X	1.5820
A11	0.6414	3.5859	5.7599	X	X	3.3291
A12	0.8302	4.2422	X	X	X	2.5362
A13	0.9691	X	X	X	X	0.9691
A14	1.5685	X	X	X	X	1.5685
B	0.0623	0.0475	0.0967	0.1131	0.1639	0.0967

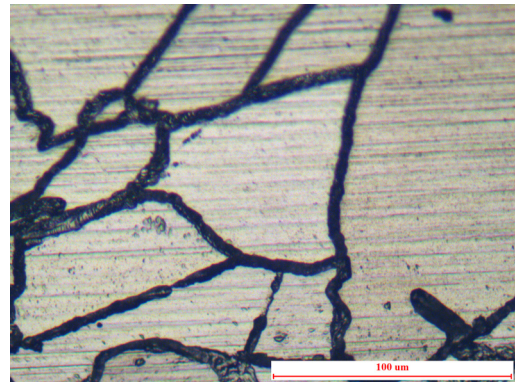
예민화 현상이 더욱 가속화 되는 작용이 나타난 것으로 판단된다.

Table 3은 ASTM A262 Practice C에 의거하여 평가한 입계부식속도 데이터를 요약한 것이다. 소둔열처리 온도를 변화시키거나 안정화 열처리 온도 및 시간을 변화시키더라도 실험합금 A의 입계부식속도는 비교합금 B의 입계부식속도보다 매우 크게 나타났으며, 기준치를 크게 초과하였다. 이상에서 검토한 바와 같이, 안정화 재료가 안정화 효과를 보이지 않는 원인에 대한 규명이 필요한 것으로 판단된다.

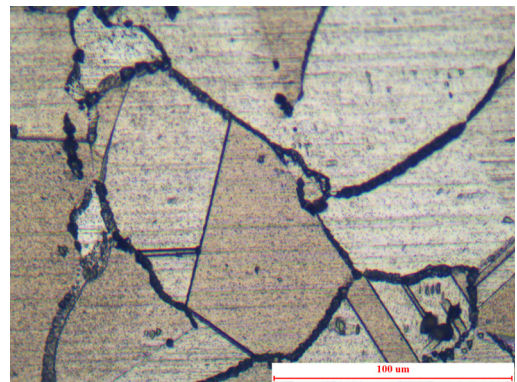
### 3.2 UNS N08810 합금 A의 미안정화 원인 분석

실험합금 A의 미안정화 원인을 분석하기 위하여 예민화 정도를 측정 하였다. 정성적인 예민화도 측정은 ASTM A 262 Practice A의 규격에 의거하여 시험을 행하였다.<sup>6)</sup> 즉, 상온에서 10% Oxalic acid 용액에서 시편을 침지한 후 1 A/cm<sup>2</sup>의 전류를 90초 동안 흐르게 하고 알코올로 세정 후 광학현미경으로 관찰하였다.

Fig. 8에 실험합금 A와 B의 10% Oxalic acid 에칭시험 후의 미세조직을 나타내었다. 실험합금 A의 조직은 Ditch structure를 보이는 반면, 비교합금 B의 조직은 Dual structure를 보이고 있다. 앞에서 기술된 바와 같이, 열처리 조건의 변화에도 불구하고 Huey test에 따른 입계부식의 저항성이 실험합금 A가 비교합금 B보다 더 작게 나타난 결과와 동일하게 예민화도 역시 실험합금 A가 비교합금 B보



(a)



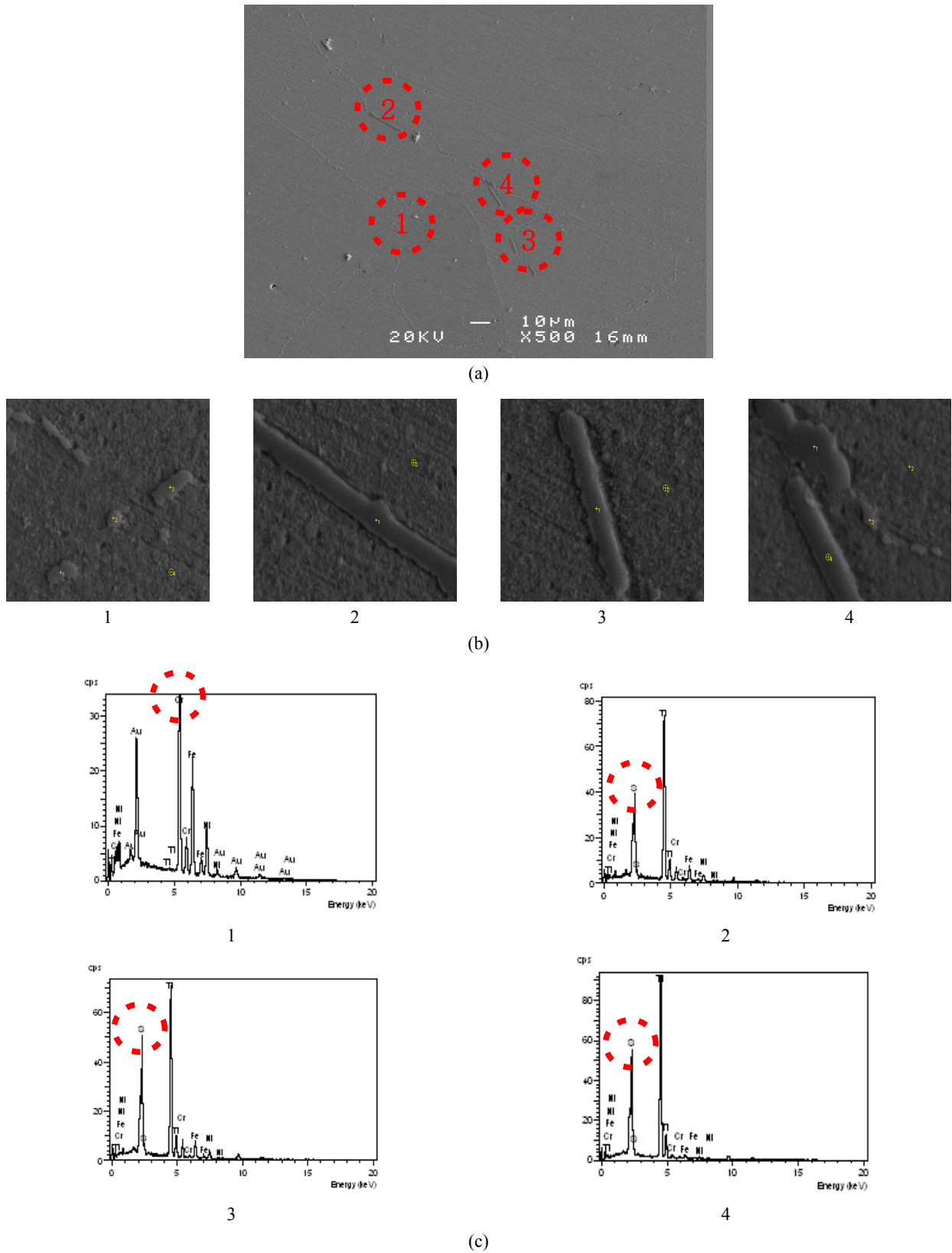
(b)

**Fig. 8. Degree of sensitization by ASTM A 262 Practice A; (a) alloy A, (b) alloy B.**

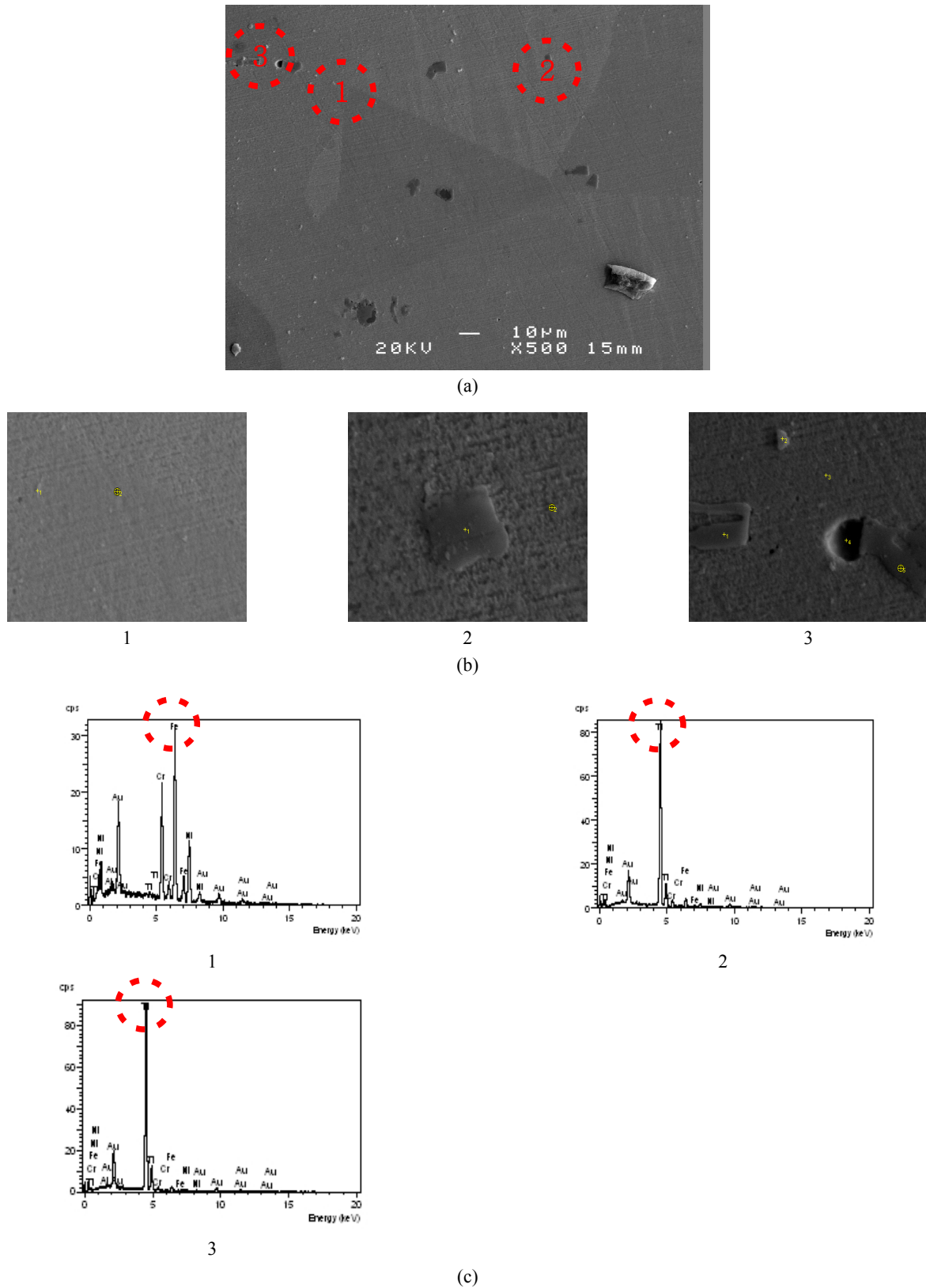
다 더 크게 나타남을 알 수 있다.

Fig. 8에서 알 수 있듯이, 실험합금 A의 경우는 소둔열처리 및 안정화 열처리를 했음에도 불구하고 예민화 열처리를 행한 결과, 예민화가 크게 되는 현상을 보였다. Table 1에 나타난 합금 성분에서 보면, 실험합금 A의 경우도 안정화 원소인 Ti이 0.49%가 함유되어 있었으나 입계부식속도도 크게 평가되고 예민화도도 크게 나타났다. 그 원인을 분석하기 위하여 실험합금 A와 비교합금 B에 대한 미세조직 분석을 행하였다.

Fig. 9는 실험합금 A에 대하여 SEM-EDS분석을 행한 결과를 나타낸 것이다. Fig. 9(a)는 실험합금에 대한 SEM image 사진으로서 시편 표면 전체에 걸쳐서 막대 모양의 석출물이 다량 검출되었다. 그 성분을 분석하기 위하여 EDS 분석을 행하였다. Fig. 9(b)는 석출물 1~4에 대하여 성분분석을 행하기 위하여 촬영한 EDS image이다. 막대모양의 석출이 긴 모양도 있고 짧은 모양도 있었다. 성분분석을 행한 결과, 석출물의 길이와 관계없이 모든 석출물에서 Ti과 S이 다량 검출되었다(Table 4). 그러나 Fig. 10은 비교합금 B에 대한 결과로서 실험합금 A와는 다른 결과를 보였다. Fig. 10(a)에 나타난 그림은 비교합금 B의 입계, 입내, 입계



**Fig. 9.** Appearance of precipitates and its chemical composition of stabilized alloy A (980°C) after annealing(1120°C); (a) SEM image, (b) SEM images of the area analyzed by EDS, (c) EDS spectra.



**Fig. 10.** Appearance of precipitates and its chemical composition in stabilized alloy B(980°C) after annealing(1120°C); (a) SEM images, (b) SEM images of the area analyzed by EDS, (c) EDS spectra.

및 입내에 존재하는 석출물의 모습을 보여주고 있다. 비교합금 B의 경우, 실험합금 A에 비해 막대모양의 석출물을 관찰할 수 없었다. Fig. 10(b)는 입내에 존재하는 석출물에 대한 EDS image이다. 석출물이 막대모양은 아니면 정사각형의 모양을 하고 있다. Fig. 10(c)와 Table 4에서 알 수 있는 바와 같이, 비교합금 B의 기지조직에 형성된 석출물은 기지조직이거나 티타늄이 다량 함유된 Ti(C,N) 석출물로 판단된다. 실험합금 A의 ①번 석출물(입계에 존재하는 석출물)의 조성에서 Cr의 양이 모재의 양보다 더 많이 농축되어 나타난 것으로 보아 이는 안정화 원소인 Ti과 Al이 C를 고정시키지 못하고 Cr과 결합한 Cr탄화물로 추정된다. 이에 비해 비교합금 B의 ①번 위치에 대한 분석결과에서 알 수 있듯이, 입계에는 Cr탄화물로 추정되는 석출물이 관찰되지 않으며, 그 양 또한 모재의 양과 유사하다. 또한 실험합금 A의 입계에 존재하는 띠 모양의 석출물에서 S와 Ti의 농도 피크가 높게 나타났으므로 Ti이 S와 결합한 석출물로 판단된다. 실험합금 A의 입내에 존재하는 띠 모양의 석출물에서는 입계에 존재하는 띠 모양의 석출물과 동일하게 S와 Ti의 농도 피크가 높게 나타났으며, Ti이 S과 결합한 석출물로 판단된다. 이에 비해 비교합금 B에서는 입내에 띠 모양의 석출물이 존재하지 않으며, 성분 분석 상, 황에 대한 피크 또한 관찰되지 않았다. 이와 별도로 둥글거나 4각형의 Ti(C, N) 석출물이 관찰되었다.<sup>8),9),10),11)</sup> 즉, 실험합금 A의 경우, 입내와 입계에 모두 띠 모양의 Ti-S 석출물이 관찰되었으나, 비교합금 B의 경우, 둥글거나 각진 Ti(C, N) 석출물이 관찰되었다.

합금 810의 경우, 예민화 방지를 위해 Ti 및 Al을 안정화 원소로 첨가 한다. 따라서 안정화 스테인리스강의 예민화 방지를 위한 최소 티타늄 함량은 탄소량의 6배 이상으로 알려져 있다.<sup>12)</sup> Ni-기 합금의 경우, 스테인리스강과 같이 최소 안정화 원소 함량에 대한 기준은 없지만 스테인리스강의 경우를 참고하여 Table 5에 실험합금 A와 비교합금 B의 최소 Ti함량 만족 여부를 분석하였다. 실험합금 A에 첨가된 Ti이 S과의 결합이 없다고 가정할 경우, 예민화 방지를 위한 각 합금 중 Ti 함량은 최소 기준을 만족한다. 하지만 SEM-EDS 분석 결과, Ti-S의 석출물이 검출 되었으므로 S에 의해서 제거된 Ti 함량을 다시 저감시킨 뒤 비교 분석 하여 Table 5에 free Ti함량으로 만족 여부를 나타내었다. 비교합금 B의 경우, S와 결합하여 제거된 Ti의 양을 제거한 후 다시 free Ti의 함량을 계산하여도 최소 Ti함량을 만족하지만, 실험합금 A의 경우, 만족하지 못한다. 즉, 합금 중에 다량 포함된 S에 의하여 제조공정 중 Ti이 S에 의하여 trap되고 따라서 free Ti의 함량이 매우 낮으므로 예민화 열처리를 행할 경우, 예민화가 발생할 충분조건을 만족하였으므로 크롬 탄화물이 형성되어 입계부식속도가 크게 평가된 것이다.

**Table 4. Composition of precipitates formed in grain boundary and grain of stabilized(980 °C) after annealing(1120 °C) alloys A and B**

wt. %	S	Ti	Cr	Fe	Ni	
A	①	-	0.02	43.92	33.31	22.75
	②	7.33	62.56	7.20	13.36	9.55
	③	10.68	59.07	8.08	12.56	9.61
	④	12.39	78.92	2.45	3.29	2.94
B	①	-	0.45	19.82	47.50	32.22
	②	-	82.32	4.64	9.15	3.89
	③	-	90.71	2.90	4.34	2.05

**Table 5. Minimum Ti content calculated by Ref.<sup>12)</sup> for alloys A and B**

Alloys	C content in alloy, wt. %	Required Ti content(wt.%) by Ref. <sup>11)</sup>	Ti content in alloys, wt. %	Effective Ti content by TiS trap, wt. %
A	0.08	0.48	0.49	0.47
B	0.07	0.42	0.64	0.64

#### 4. 결 론

본 연구에서는 합금 800H(UNS N08810)에 대하여 입계부식평가를 행하고 부식원인을 규명하기 위하여 소둔열처리 조건 및 안정화 열처리 조건의 변화를 통한 공정 개선과 미세조직분석을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 실험합금 A에 대한 입계부식평가 결과, 소둔 열처리 온도가 증가함에 따라 부식속도가 감소되었으나 0.3 mm/year를 초과하는 부식속도를 보였으며, 안정화 열처리 조건을 변화시키더라도 입계부식속도가 크게 나타났다. 반면 비교 합금 B의 경우는 낮은 입계부식속도를 보였다.

2) 안정화 열처리를 행한 비교 합금 B의 경우, 미세조직 관찰 시 Ti-C 석출물이 주로 관찰되며, Cr-C 석출물의 검출이 어려웠다. 하지만 실험합금 A의 경우, 안정화 열처리를 행하더라도 Cr-C 석출물이 입계에서 주로 관찰되며, Ti-C 석출물의 검출은 되지 않았다. 그러나 열처리 조건과 관계없이 입계 및 입내에서 띠 모양의 Ti-S 석출물이 다량 검출되었으며, 따라서 실험합금 A에서 나타나는 매우 높은 입계부식속도의 원인은 입계 및 입내에 존재하는 Ti-S 석출물로 인하여 Ti이 탄소를 고정하지 못하여 초래된 결과로 판단된다.



## 참 고 문 헌

1. M. Fulger, D. Ohai, M. Mihalache, and M. Pantiru, *J. Nucl. Mater.*, **385**, 288 (2009).
2. H. Sahlaoui, K. Makhoulouf, H. Sidhom, and J. Philibert, *Mater. Sci. Eng.*, **A372**, 98 (2004).
3. J. H. Payer and R. W. Staehle, *Corros. Sci.*, **31**, 30 (1975).
4. M. I. Kim. Metallography, Bomundang, p. 63 (1993).
5. J. Campbell, Castings, Butterworth-Heinemann, p. 142 (1993).
6. ASTM A 262, Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in austenitic stainless steels (2002).
7. Private communication to manufacturer (2012).
8. H. Tan, Y. Jiang, B. Deng, W. Gao, and J. Li, *Nucl. Eng. Des.*, **241**, 1421 (2011).
9. M. Fulger, M. Mihalache, D. Ohai, S. Fulger, and S. C. Valeca, *J. Nucl. Mater.*, **415**, 147 (2011).
10. F. A. Khalid, N. Hussain, and K. A. Shahid, *Mater. Sci. Eng.*, **A265**, 87 (1999).
11. R. Dehmlaei, M. Shamanian, and A. Kermanpur, *Mater. Chara.*, **59**, 1447 (2008).
12. Welding Institute of Canada, *Welding metallurgy of stainless steels*, p. 10 Abington publishing (1994).