한국부식학회지
J. Corros Sci. Soc. of Korea
Vol. 28 No. 1, February, 1999
〈연구논문〉

정변형속도와 정하중시험에서 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 응력부식균열 감수성

김 효 종 · 이 성 근*
동아대학교 금속공학과, *ERC 항공재료연구센터 겸직

Stress Corrosion Cracking Susceptibility of 22Cr5Ni2Mo Duplex Stainless Steel by Means of Constant Strain Rate and Constant Load Methods

Hyo-Jong Kim and Sung-Keun Lee*
Department of Metallurgical Engineering, Dong-A University
**Jointly Appointed at the Center for Advanced Aerospace Materials*

The stress corrosion cracking behaviors in 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel have been investigated. The SCC has been examined by means of constant strain rate and constant load methods in terms of relevant electrochemical parameters in boiling 40% $MgCl_2$ solution. The SCC susceptibility of the steel increased reversely proportional to strain rate and the critical strain rate was about 2.4×10^{-7}/sec at open circuit. The steel had threshold stress of 29kg/mm^2 and the critical cracking potential(Ecc) of -410mV w.r.t. Ag/AgCl electrode immune to the SCC, and possessed superior SCC resistance compared to the austenite stainless steel. Cracks were initiated and propagated transgranularly without retarding effect by the austenite phase in high stress region.

Keywords : 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel, boiling 40% $MgCl_2$ solution, critical strain rate, threshold stress, critical cracking potential.

1. 서 론

1980년대 초부터 2상 스테인리스강에 관한 많은 연구가 진행되어 왔으며,[1,2] 현재 이들은 열 교환기의 튜브, 화학물질 저장탱크, 선박 등에 사용되고 있고, 사용환경이 극심한 심해유정 설비에 일부 사용되고 있으며, 점차 그 범위가 확대되고 있다.[3]

2상 스테인리스강의 기계적 성질과 내식성은 오스테나이트상과 페라이트상 각각의 성질을 반영하는데 기계적 성질의 관점에서 항복강도는 페라이트상의 지배를 받고 인장강도와 가공성은 오스테나이트상의 성질을 따른다.[4]

내식성은 합금원소의 영향이 큰데 Cr, Mo, N은 임계 공식전위(critical pitting potential, E_{pp})를 향상시키고 Ni는 부식전위(corrosion potential, E_{corr})를 증가시켜 공식과 일반부식에 대한 저항성을 개선시킨다.[2,5] 그러나 Cr, Mo는 페라이트에 Ni, N은 오스테나이트에 우선 분배되어 각 상의 부식전위에 차이가 생기고 이로 인해 갈바

닉 효과가 나타난다.[6] 갈바닉 효과로 인해 부식 분위기 중에서 오스테나이트상은 페라이트상에 의해 전기 화학적으로 보호를 받아 SCC감수성이 낮아진다고 보고하고 있다.[7,8]

응력부식 시험시 페라이트 스테인리스강과 오스테나이트 스테인리스강에는 전기 화학적 유사성이 관찰되는데, 염화물분위기 중에서 개방전위(open circuit potential, E_{oc})는 시간에 따라 증가하여 안정한 값에 이르며 이 전위는 분극시험으로부터 공식전위 근처임을 알았다. 또한 응력부식균열은 임계균열전위(critical cracking potential, E_{cc})보다 귀한 전위에서 발생하는 공통적인 특징을 갖고 있다. 그러나 응력부식균열을 일으킬 때 전위와 전류밀도의 반응은 차이를 나타내는데, 임계균열전위 이하에서 하중을 가하면 오스테나이트 스테인리스강과 페라이트 스테인리스강 둘 다 양극전류에서 음극전류로 천이가 일어난 후 유지되고 균열이 발생하지 않지만 임계균열전위 이상에서 하중을 가하면 오스테나이트 스테인리스강은 항상 양극전류를 나타내고 응력부식균열이 일어나는 반면, 페라이트 스테인리스강에서는 양극전류에서 음극전류로 천이가 일어난 후 균열의 성장과 더불어 양극전류로의 이동이 일어나고 균열이 발생하여 전파한다.[9]

2상 스테인리스강의 SCC성질은 오스테나이트상과 페라이트상의 혼합특성으로 인해 단일상의 스테인리스강에서 나타나는 특성 이외에 조직적인 영향이 중요한 변수로 작용할 것으로 판단된다. 따라서 본 실험에서는 최적의 기계적 성질과 내식성을 갖도록 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 오스테나이트와 페라이트 상비와 형태를 제어하고, 정변형속도 시험법과 정하중 시험법으로 SCC감수성에 미치는 변형속도의 영향을 조사하였다. 그리고 자연부식조건하에서 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강이 응력부식에 의한 파괴가 일어나지 않는 최대응력인 문턱응력(threshold stress, σ_{th})을 정하중 시험법으로 구하였으며, 항복강도의 80%의 하중을 가한 조건에서 인가전위(applied potential, E_{app})에 따른 연신과 전류의 변화를 측정하여 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 SCC 특성을 조사하였다.

2. 실험방법

전해철, 금속Ni, Fe-Cr, Fe-Mo 등을 장입하여 진공고주파 유도로에서 용해한 후 50kg의 금형몰드에 주입하고 단조 및 압연과정을 거쳐 1500×800×13mm의 판재를 만든 후 안정한 2상 조직을 얻기 위해 1050℃에서 30분 어닐링하여 Photo. 1에 나타낸 3차원 조직을 갖는 시료를 얻었는데 흰 부분은 오스테나이트이고 검은 부분은 페라이트이다. 그리고 시료의 화학조성은 Table 1과 같다. 15×15 그릿을 사용하여 점분석법(point counting method)으로 측정한 오스테나이트의 체적분율은 약 38%이다.

비등 40% $MgCl_2$ 분위기에서 전기 화학적인 정보를 얻고자 분극시험을 하였으나 비등으로 인한 문제가 발생하여 분극곡선을 얻지 못하였다. 따라서 온도에 따른 분극곡선의 경향을 알

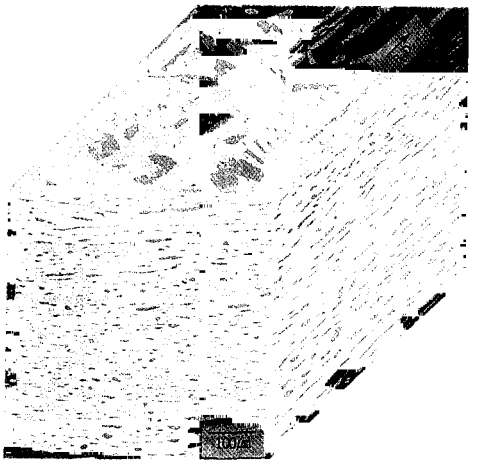

Photo. 1. The three dimensional micrographs of 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel annealed at 1050℃ for 30min.

Table 1. Chemical composition of specimen

(wt.%)

element / specimen	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	N	Cr_{eq}	Ni_{eq}
22Cr5Ni2Mo	0.017	0.56	0.24	5.16	21.57	2.10	0.019	24.51	7.44

*Cr_{eq} = %Cr + %Mo + 1.5 × %Si + 0.5 × %Nb.
*Ni_{eq} = %Ni + 0.5 % × Mn + 30 × (%C + %N).

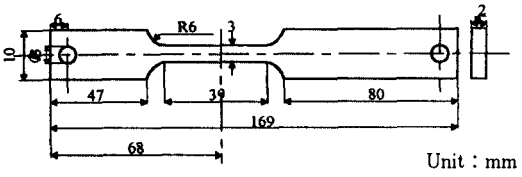

Fig. 1. Geometry of the SCC test specimen.

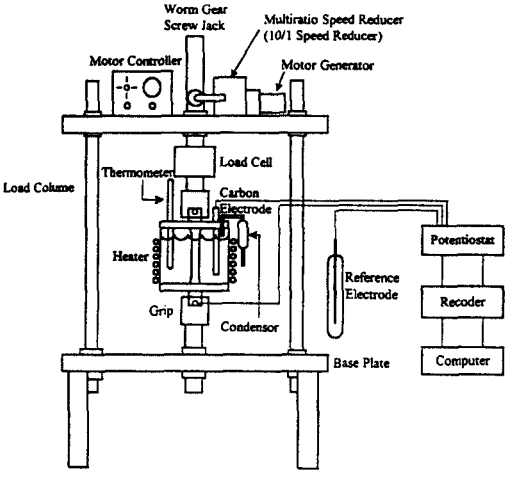

Fig. 2. Schematic drawing of the slow strain rate machine.

아보기 위해 30℃와 90℃의 30% $MgCl_2$용액에서 양극분극시험을 하였는데 주사속도는 양극방향으로 1mV/sec로 하였으며 부동태 천이영역을 지난 후 전류밀도가 5mA/cm^2이 될 때까지 진행하였다. 5mA/cm^2 이상의 양극전류에서 시편 표면은 전면적인 용해가 일어났다.

응력부식 시험은 Fig. 1과 같은 점하중 인장시험편을 제작하여 실험실에서 자체 제작한 정변형속도 시험장치와 정하중 시험장치로 행하였는데, 이들 장치의 개략도는 Fig. 2와 3에 각각

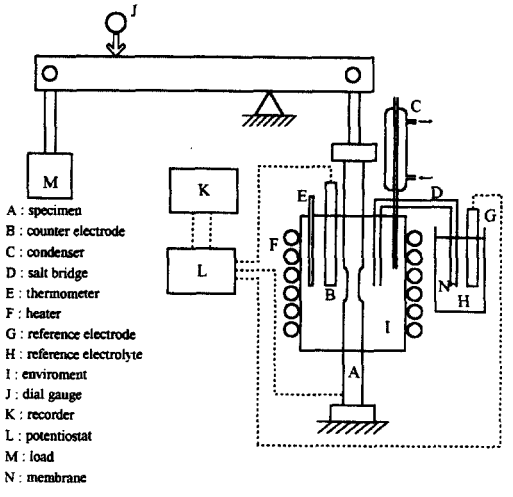

Fig. 3. Uniaxial tension-constant load type SCC test apparatus.

나타내었다.

정변형속도 시험에서 변형속도는 직류모터의 회전속도와 감속기어의 비를 조정하여 제어하였으며 10^{-7}~10^{-4}/sec의 범위에서 시험하였다. 인장시 하중의 변화는 1ton용량의 load cell로 측정하였고 시험편의 변위는 가변저항기의 원리를 이용한 감지장치를 크로스헤드에 연결하여 측정하였다.

22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 응력부식균열 저항성은 정하중 시험법으로 문턱응력을 측정하여 평가하였으며, 이 응력은 자연부식조건에서 응력 대 파괴시간 곡선을 얻어 구하였는데, 비등 40% $MgCl_2$ 분위기의 시험조건에서 하중이 감소함에 따라 파괴시간은 지수적으로 증가하여 문턱응력 근처에서 대부분의 시험편은 300분 이내에 파괴되었고 6000분이 지난 시험편은 거의 파괴되지 않았으므로 6000분이 지나도 파괴되지 않는 응력을 문턱응력으로 하였다. 22Cr5Ni2Mo 스테인리스강의 임계균열전위는 상온에서 측정한 항복강도의 80%의 하중을 적용하고 동시에 -350mV에서부터 -650mV사이의 전위를 가하여 인가전위에 따른 파괴시간 곡선으로부터 구하였다. 이때 자연부식 조건에서는

각 하중에서 시간에 따른 연신과 개방전위의 변화를, 인가전위를 적용한 조건에서는 각 전위에서 시간에 따른 연신과 전류의 변화를 측정하였는데 연신은 하중부과 1분 후의 값을 기준으로 Fig. 3에서와 같이 지렛대 중간에 dial gage를 설치하여 지렛대의 변위를 시간의 함수로 환산하여 구하였고 전위와 전류는 Ag/AgCl전극을 참조전극으로 하여 EG&G 362 potentiostat를 통해 측정하였다.

부식분위기는 비등 40% $MgCl_2$용액을 사용하였고 가열판으로부터의 입열양과 증발로 인한 열 손실이 균형을 이루도록 슬라이닥스로 조절하고 증기는 응축기로 포집하여 용액의 농도변화를 최대한 억제하였다. 응력부식 시험편은 압연방향에 수직단면(T-S 방위)으로 채취하였고 시험분위기에 노출되는 표면은 인장방향에 평행하게 200에서 1200번까지 연마지로 연마하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 현미경조직

합금조성이 일정할 때 2상 스테인리스강의 페라이트와 오스테나이트 상비는 어닐링온도에 따라 결정되는데, Fig. 4의 가상 이원상태도를 보면,[10] 실험조성인 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강은 온도가 증가할수록 페라이트양은 증가하여 약 1300℃에서 페라이트 단일상이 된다.

이전의 연구[11]에서 압연한 2상 스테인리스강의 오스테나이트와 페라이트의 형상은 열처리경로를 변화시켜 분산조직과 압연조직으로 제어하였고 각 상의 함량은 2상영역 온도 범위에서 열처리 온도를 제어하여 조절하였는데, 본 실험에서는 최적의 기계적 성질과 내식성을 갖도록 1050℃에서 30분 어닐링하여 페라이트와 오스테나이트가 압연방향으로 연신된 조직을 만들었다. 2상영역 열처리 온도 변화에 따른 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 페라이트 체적분율은 Fig. 5와 같다.

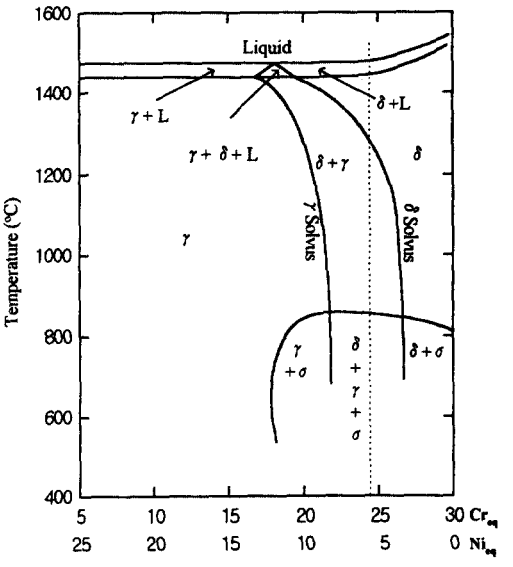

Fig. 4. Pseudo-binary phase diagram of the 70% Fe-Cr-Ni in duplex stainless steel.

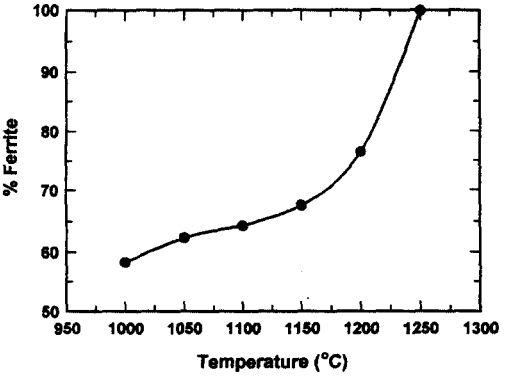

Fig. 5. Ferrite content as a function of annealing temperature in 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel, annealed for 15 min.

3.2 응력부식균열

3.2.1 변형속도에 따른 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 응력부식균열 감수성

정변형속도 시험법으로 10^{-7}~10^{-4}/sec의 변형속도 범위에서 시험한 결과 응력 대 시간 곡선은 Fig. 6과 같다. 공기 중에서 최대응력은 약

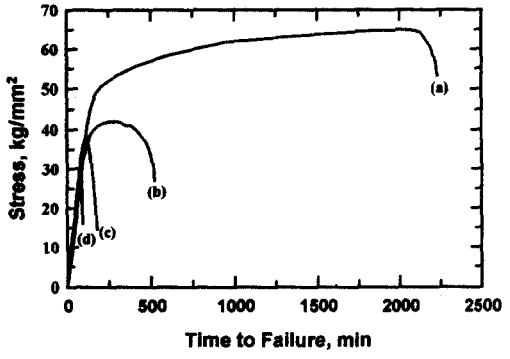

Fig. 6. Nominal stress-time to failure curves of the 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel (a) at strain rate of 3.0×10^{-6}/sec in air, (b), (c) and (d) at strain rate of 2.0×10^{-5}/sec, 3.0×10^{-6}/sec and 2.4×10^{-7}/sec in boiling 40% $MgCl_2$ solution, respectively.

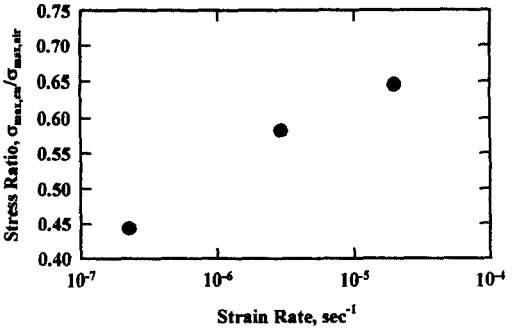

Fig. 7. Strain rate dependency of SCC susceptibility of the 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel in boiling 40% $MgCl_2$ solution.

65.2kg/mm^2, 파괴시간은 2230분이나 비등 40% $MgCl_2$ 분위기에서는 변형속도가 감소함에 따라 최대응력과 파괴시간은 감소하고 있다. 이것은 시험조건에서 변형속도가 감소함에 따라 응력부식균열에 대한 감수성이 증가한 것을 나타내는데, 응력부식균열에 대한 감수성의 정도를 지표로 나타내기 위해 공기 중에서의 최대응력에 대한 분위기 중에서의 최대응력값을 변형속도에 대한 곡선으로 나타내면 Fig. 7과 같다. 여기서 분위기에서의 최대응력 대 공기 중에서의 인장강도의 비는 SCC감수성의 척도를 나타내는 것으로 이 비가 클수록 응력부식균열 감수성이 낮은 것을 의미한다.

SCC의 진행과정에서 피막의 중요성은 오래 전부터 인식되어 왔는데[12] 금속표면에 형성된 피막은 피막하부에 있는 금속의 반응성을 감소시키므로 균열이 생성되기 위해서는 피막이 파괴되어야 한다. 피막파괴론에 의하면 변형시 금속표면에 슬립계단의 돌출로 피막은 파괴되고 국부부식에 따른 균열이 발생한다. 정변형속도 시험에서 슬립계단의 돌출속도는 변형속도와 관계가 있으므로 변형속도는 응력부식균열 감수성에 큰 영향을 미친다. 변형속도가 너무 빠르면 부식반응에 의하여 응력부식이 일어나기 전에 미소공동의 합체로 연성파괴가 일어나고 변형속도가 너무 느리면 부동태 피막이 손상되는 속도보다 재부동태 속도가 빨라서 응력부식이 일어나지 않는 경우가 있다.[13] 일반적으로 대부분의 금속재료는 10^{-7}~10^{-5}/sec의 변형속도 범위에서 응력부식균열을 일으키는데 변형속도가 감소함에 따라 응력부식균열 감수성은 증가하다가 특정한 변형속도 이하에서는 다시 감소한다. 여기서 응력부식균열 감수성이 최대가 되는 특정한 변형속도를 임계변형속도라고 하고 임계변형속도에서의 최대응력을 임계응력이라 한다. 이 임계응력보다 낮은 응력에서는 응력부식균열이 일어나지 않음을 의미한다.[14]

3.2.2 정하중조건에서 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 응력부식균열 감수성

Fig. 8은 응력에 따른 파괴시간곡선으로 응력이 감소함에 따라 파괴시간은 점차 증가하여 항복강도의 53%인 29.1kg/mm^{2}의 응력에서 6000분이 지난 후에도 파괴가 일어나지 않았다. 이 응력을 문턱응력으로 평가하였고, 문턱응력과 항복강도의 비는 응력부식균열 저항성을 비교판단하는 값으로 사용되며, 이 값은 오스테나이트 스테인리스강보다 높은 것으로 보고되고 있는데 그 이유는 2상 스테인리스강에서 오스테나

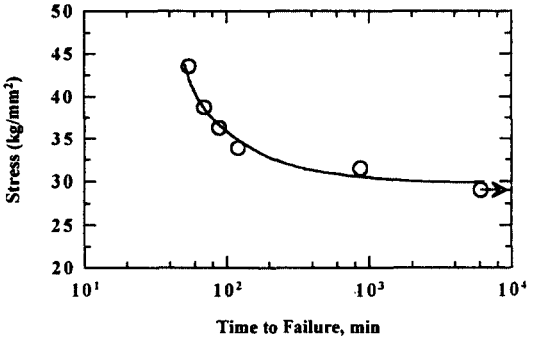

Fig. 8. Influence of stress on time to failure of 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steels at open circuit potential in boiling 40% $MgCl_2$ solution.

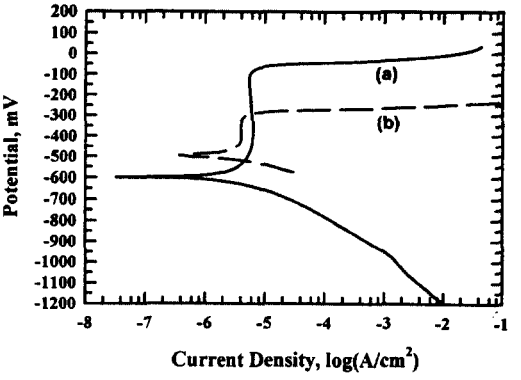

Fig. 9. Polarization curves of the 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel at (a) 30℃ (b) 90℃ in 30% $MgCl_2$ solution.

이트상의 부식전위는 페라이트상보다 높기 때문에 응력이 낮을 때 페라이트는 거의 변형되지 않고 오스테나이트는 변형되지만 페라이트에 의해 음극적으로 보호되어 균열생성이 억제되기 때문이다.[6] 따라서 문턱응력 이하에서 응력부식균열이 일어나지 않는 것은 낮은 응력으로 인한 느린 크립속도와 빠른 재부동태속도에 의한 것으로 판단된다. Parkins에 의하면[13] 응력부식의 제어인자가 변형속도 또는 크립속도라면, 균열거동은 작용응력과 균열을 일으키는 전기 화학적인 조건이 정착되는 지연시간에 좌우되며 균열은 특정 크립속도 이상일 때 나타난다고 보고하였다.

부식분위기 중에서 부동태피막의 조성과 구조는 분위기의 온도, 합금의 조성에 따라 다양한데 이에 대한 정보는 상당히 제한되어 있고 연구자에 따라 결과에 다소 차이가 있으나 피막의 성장속도는 저온에서는 시간의 대수에 비례하고 고온에서는 시간에 직선적으로 비례하며 성장속도가 빠를수록 피막의 보호성은 감소한다는데 의견의 일치를 보이고 있다.[14] 분극시험으로부터 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강은 고온에서도 부동태를 나타내고 29.1kg/mm²의 응력에서는 변형이 용이한 오스테나이트의 부동태피막이 파괴되어도 노출된 오스테나이트는 페라이트에 의해 음극적으로 보호되고 재부동태를 형성해 균열생성이 억제되어 파괴가 일어나지 않는 것으로 판단된다. 그러므로 이 응력을 문턱응력으로 결정하였으며 문턱응력과 항복강도의 비가 0.2 이하인 오스테나이트 스테인리스강보다 약 2배 이상 큰 0.53으로 조사되므로 응력부식균열 저항성이 우수한 것으로 평가된다.[15]

3.2.3 분극곡선과 응력부식균열에 따른 개방전위의 변화

Fig. 9는 30% $MgCl_2$ 분위기에서 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 분극곡선으로 (a)는 30℃, (b)는 90℃에서 실험한 것인데 부식전위 이상에서 활성영역 없이 바로 부동태를 형성한다. 30℃에서 부식전위는 -598mV로 나타났고, 공식전위는 -90.5mV였다. 90℃에서의 분극곡선은 30℃의 분극곡선과 형태는 동일하지만 부식전위는 귀방향(+)으로 공식전위는 부방향(-)으로 이동하여 부동태영역의 폭이 줄어든다. 따라서 비등온도에서는 부동태영역의 폭이 좁아져 안정한 피막의 형성이 어려울 것으로 생각되며, 표면이 손상을 받거나 응력에 의해 표면돌출과 같은 변화가 생기면 쉽게 전위(potential)가 변화될 것으로 예상된다.

자연부식조건하에서 항복강도의 65%의 응력을 가하였을 때 시간에 따른 시편의 연신과 전

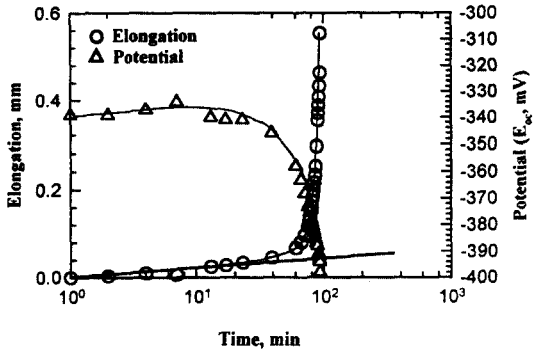

Fig. 10. Potential and elongation as a function of time for 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel under load of 65% of the yield stress at open circuit potential in boiling 40% $MgCl_2$ solution.

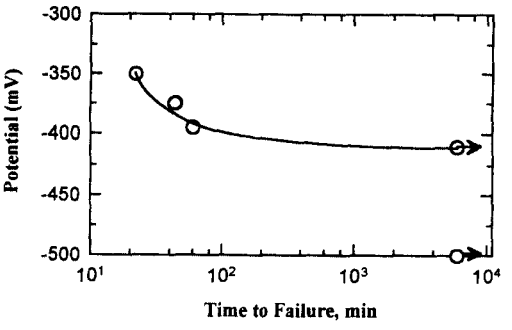

Fig. 11. Influence of applied potential on the time to failure of 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steels under load of 80% of the yield stress in boiling 40% $MgCl_2$ solution.

위의 변화를 Fig. 10에 나타내었다. 시편의 연신은 초기에는 크립법칙에 따라 시간의 대수에 직선적으로 증가하다가 균열이 발생한 후 연신은 급격히 증가하여 결국 파괴되었다. H. S. Kwon은[16] 시편의 연신이 시간의 대수에 직선적으로 증가하는 구간을 균열발생의 유도기로 보고 여기서 벗어나는 구간을 균열의 전파기로 구분하였다. 개방전위도 시편의 연신곡선과 유사한 경향을 나타내는데 균열발생의 유도기에는 변형으로 인해 시편표면에 슬립계단과 같은 부동태피막이 없는 새로운 표면이 분위기에 노출되고, 이 부분에서 양극용해와 재부동태 형성과정에 전기 화학적인 균형이 이루어져 균열로 성장하기까지 전위가 일정하게 유지되지만, 균열의 전파기에는 균열첨단에서 지속적인 변형으로 인해 전위의 감소가 일어난 것으로 판단된다.

3.2.4 응력부식균열에 미치는 인가전위의 영향

Fig. 11에 항복강도의 80%수준의 응력을 가하였을 때 인가전위에 따른 파괴시간을 나타내었는데 22Cr5Ni2Mo 시험편에 대한 결과이다. 전위가 감소함에 따라 파괴시간은 증가하여 약 -410mV이하에서는 하중부과 후 6000분이 경과하여도 파괴가 일어나지 않았다. 따라서 -410mV는 22Cr5Ni2Mo의 임계균열전위로 판단된다. 22Cr5Ni2Mo의 개방전위는 약 -340mV로 임계균열전위보다 70mV정도 높아 비등 40% $MgCl_2$ 분위기에서 응력부식균열에 의한 파괴가 일어난다. 분극곡선상의 부식전위는 90℃, 30% $MgCl_2$ 분위기에서 약 -500mV 근처인데 비등 40% $MgCl_2$ 분위기의 자연부식 조건에서 개방전위는 -400mV로부터 시간이 지남에 따라 -340mV로 이동하였다. 시간에 따른 개방전위의 이동은 Cl^-분위기에서 오스테나이트 스테인리스강과 페라이트 스테인리스강에서도 나타난다.

Troiano에 의하면[9] 개방전위의 이동은 보호피막의 성장과 관계가 있고 안정화된 개방전위는 부동태피막의 파괴전위와 직접적인 관련이 있다고 한다. 따라서 임계균열전위 이상에서 균열발생과 관련된 슬립계단의 우선적인 발달과 용해에 뒤이은 부동태피막의 생성 및 파괴과정에 의한 균열전파가 일어나는 것으로 판단된다. Fig. 12는 항복강도의 80%의 응력을 가하고 인가전위를 임계균열전위보다 45mV 귀한 -375mV를 적용한 조건에서 시간에 따른 변위와 전류변화를 나타낸 것으로 균열 생성기에서 전파기로 천이할 때 음극전류에서 양극전류로 변화가 나타나며 약 40분 후 응력부식에 의해 파괴되었다. 균열의 발생과 전파에 따라 전류의 변화가 나타나는 것은 페라이트 스테인리스강의 특징으로

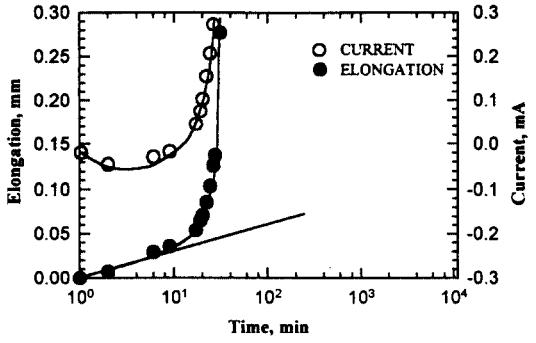

Fig. 12. Current and elongation as a function of time for the 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel under load of 80% of yield stress at -375mV in boiling 40% $MgCl_2$ solution.

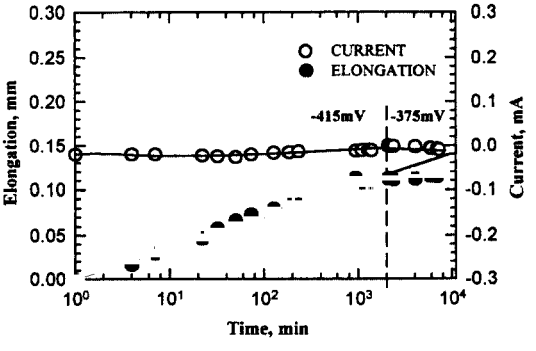

Fig. 13. Current and elongation as a function of time for the 22Cr5Ni2Mo duplex stainless steel under load of 80% of yield stress at -375mV after -415mV for 2000min in boiling 40% $MgCl_2$ solution.

균열이 페라이트를 통해 전파한 것과 관련이 있는 것으로 판단된다. Fig. 13은 Fig. 12와 동일한 응력에서 2000분 동안 임계균열전위보다 낮은 -415mV를 적용한 후 응력부식균열이 일어나는 -375mV로 인가전위를 바꾼 것으로, 전위를 변경한 후 5000분이 경과하여도 균열발생의 징후를 관찰할 수 없으며 전류는 전위변경 후에도 음의 값을 나타낸다. 이것은 초기에 크립에 의해 표면피막이 파괴되어도 외부전위에 의해 방식이 되며, 2000분이 지난 후에 인가전위를

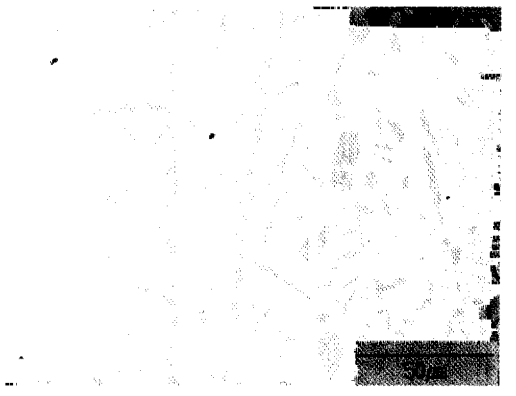

Photo. 2. Crack propagation path at open circuit in boiling 40% $MgCl_2$ solution.

응력부식이 발생하는 영역으로 바꾸더라도 크립속도가 낮아 응력부식균열을 일으킬 만큼 부동태피막을 파괴하지 못하는 것으로 보이며, 전류가 5000분이 경과한 후에도 음의 값을 나타내는 것은 균열이 생성되지 않음을 보여주므로, 균열이 생성되기 위해 인가전위 이외에 부동태피막을 기계적으로 파괴하는 크립속도가 중요한 인자임을 나타낸다. 따라서 정하중 시험에서, 문턱응력인 29.1kg/mm^2 이하에서 응력부식균열에 의한 파괴가 일어나지 않는 것은 크립속도가 충분하지 않기 때문으로 판단되며, 이 문턱응력을 공기중에서의 최대인장강도로 나누면 정변형속도 시험에서 변형속도가 2.4×10^{-7}/sec일 때의 응력비인 0.44와 비슷한 0.43이 된다. 그러므로 정변형속도 시험에서 2.4×10^{-7}/sec의 변형속도는 임계변형속도 근처로 판단된다.

Photo. 2는 균열의 전파경로를 보이고 있는데 실험조건은 자연부식하에서 항복강도의 70%의 하중을 가한 것으로 균열전파 후 파괴직전에 하중을 제거한 것이다. 표면은 공식과 용해가 일어나 균열발생위치를 알아보기는 어렵다. 그러나 균열은 페라이트상을 통하여 전파하며 균열이 오스테나이트상과 만나면 페라이트와 오스테나이트의 계면을 따라 전파하여 오스테나이트상을 우회하고 있다. 페라이트의 부식전위는 오스

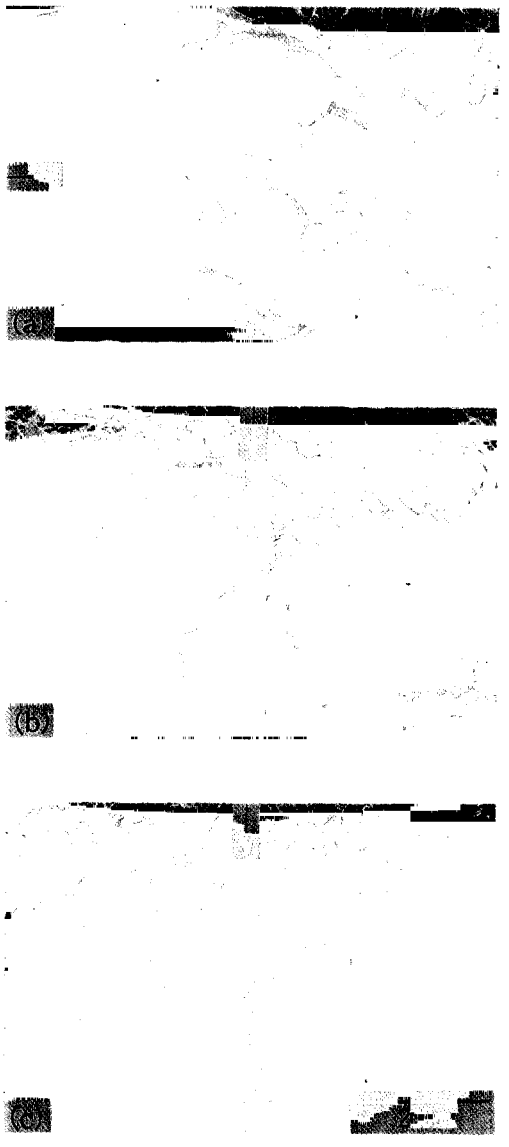

Photo. 3. SEM fractographs (a), (b) under 90%, 70% of yield stress at open circuit potential and (c) under load of 80% of yield stress at -380mV respectively, in boiling 40% $MgCl_2$ solution.

테나이트보다 낮아 오스테나이트는 페라이트에 의해 보호되고 페라이트가 우선적으로 용해되어 균열은 페라이트를 따라 전파한 것으로 판단된다.

Photo. 3은 응력부식파면의 초기부분 SEM 사진인데 (a)와 (b)는 자연부식하에서 각각 항복강도의 90%와 70%의 하중을 가한 것으로 하중이 클 때는 균열생성과 동시에 입내로 유사벽개형태의 빠른 전파가 일어난 후 최종 연성파괴가 일어났으나 하중이 낮은 (b)의 경우는 입내를 통한 균열전파가 지연된 흔적이 관찰되었다. 하중이 클 때는 빠른 변형으로 인해 오스테나이트에 의한 균열 억제 효과가 나타나지 않으나 하중이 낮을 때에는 앞에서 언급한 전기 화학적인 현상과 페라이트상과 오스테나이트상의 기계적인 변형거동 차이에 의해 페라이트에는 높은 응력이 오스테나이트에는 낮은 응력이 걸려 오스테나이트에서 균열전파가 억제되는 keying effect로 판단된다. (c)는 -380mV에서 항복강도의 80%의 응력을 가하였을 때의 파면으로 초기의 균열 생성과 성장 후 전파의 단계가 비교적 뚜렷하게 나타나는데 입내를 통하여 균열이 전파하는 것을 보여주고 있다.

이것은 응력과 인가전위의 상호작용에 의해 형성된 국부부식이 균열로 성장하고 이후의 전파단계를 나타내는 것으로 판단된다.

4. 결 론

22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강을 제조하여 분극시험과 정변형속도시험 및 정하중시험을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 자연부식조건의 비등 40% $MgCl_2$ 분위기에서 22Cr5Ni2Mo 2상스테인리스강의 SCC감수성은 변형속도에 민감하며 정하중시험과 정변형속도시험으로부터 임계변형속도는 2.4×10^{-7}/sec 근처로 판단된다.

2. 비등 40% $MgCl_2$ 용액에서 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 문턱응력은 항복강도의 53% 수준인 29.1kg/mm^{2}이며, 응력부식균열이 나타나지 않는 임계균열전위(E_{cc})는 -410mV이고, 개방전위(E_{cc})인 -340mV에서는 응력부식균열에 의한 파괴가 일어났다. 그리고 응력부식균열의

생성과 전파시 전기 화학적 거동은 페라이트 스테인리스강과 유사하였다.

3. 비등 40% $MgCl_2$ 용액에서 22Cr5Ni2Mo 2상 스테인리스강의 응력부식균열은 입내를 통하여 전파하지만 응력이 높을 때는 석출 오스테나이트가 균열전파를 지연하는 현상이 나타나지 않으나 낮은 응력에서는 오스테나이트에 의한 지연효과가 관찰된다.

References

1. Yasuhiro Haehara, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **26**, 1701 (1992).
2. H. Tsuge, Y. Tarutani, T. Kudo, *Corrosion*, **44**, 305 (1988).
3. S. Mark Wihelm and R. D. Kane, *Corrosion Engeering*, **43**, 431 (1984).
4. Harvey D. Solomon and T. M. Devine, Jr. *Proceedings of Int'l Conference on Duplex Stainless Steels*, p. 693, R. A. Lula, Choice Book Mfg., Mars, Pennsylvania (1983).
5. T. G. Gooch, *Proceedings of the 4th Int'l Conference on Duplex Stainless Steels*, **1**, paper 124, Abington, Cambridge (1994).
6. Y. H. Yau, M. A. Streicher, *Corrosion*, **43**, 366 (1987).
7. J. Hochmann, A. Desestret, P. Jolly and R. Mayoud, *Proceedings of Int,l. Conference on Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys*, **5**, p. 956 NACE (1973).
8. S. Shimodaira, M. Takano, Y. Takizawa and H. Kamide, *ibid*, p. 1003 (1973).
9. R. Gibala and R. F. Hehemann, Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking, p. 231, ASM, Metals Park, Ohio (1985).
10. J. W. Pugh and J. O. Nisbet ; *Trans AIME*, **188**, 268 (1950).
11. H. J. Kim, J. H. Sung, and S. K. Lee, *J. Korean Inst. Metals and Materials*, **31**, 606 (1993).
12. R. N. Parkins, *Canadian Metallurgical Quarterly*, **31**, 79 (1992).
13. R.N. Parkins, *Corrosion*, **46**, 178 (1990).
14. R. Gibala and R. F. Hehemann, Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking, p. 207, ASM, Metals Park, Ohio (1985).
15. R. A. Lula, *Proceedings of Int'l Conference on Duplex Stainless Steels*, p. 267, Choice Book Mfg., Mars, Pennsylvania (1983).
16. H. S. Kwon, Scripta *Metallurgica et Materiala*, **27**, 341 (1992).