

슈퍼 오스테나이트 스테인리스강의 열화손상에 대한 비파괴적 평가

권일현[†] · 백승세^{**} · Y. Iino^{***} · 유효선[†]
(2001년 9월 27일 접수, 2002년 4월 8일 심사완료)

An Nondestructive Evaluation of Degraded Damage for Superaustenitic Stainless Steel

Il-Hyun Kwon, Seung-Se Baek, Y. Iino and Hyo-Sun Yu

Key Words: Thermal Aging(시효처리), Superaustenitic Stainless Steel(슈퍼 오스테나이트 스테인리스강), Material Damage(재료손상), Small Punch Test(소형편치시험), Electrochemical Anodic Polarization Test(전기화학 양극분극시험)

Abstract

This research was undertaken to clarify effects of thermal aging on electrochemical and mechanical properties of superaustenitic stainless steel and to detect the material degradation nondestructively. The steel was artificially aged at 300~650 °C for 240~10,000h and the mechanical properties were investigated at -196~650 °C using small punch(SP) test. Also, the change in electrochemical properties caused by effects of thermal aging on superaustenitic stainless steel was investigated using electrochemical anodic polarization test in a KOH electrolyte. Carbides and η -phase(Fe_2Mo) precipitated in the grain boundaries seem to deteriorate the mechanical properties by decreasing cohesive strength in the grain boundaries and to promote the current density observed in electrochemical polarization curves. The electrochemical and mechanical properties of superaustenitic stainless steel decreased significantly in the specimen aged at 650 °C corresponding to the sensitization temperature for conventional austenitic stainless steels.

1. 서 론

최근 산업설비의 고성능 및 고효율에 의해 기존의 설비재료를 대체할 수 있는 새로운 재료의 개발이 절실히 요구되고 있다. AISI 304로 대표되는 스테인리스강은 뛰어난 내식성, 기계적 성질 및 가공성뿐만 아니라 적가이기 때문에 생활

용품에서 화학 플랜트 및 원자력 발전소의 설비 부재로 널리 사용되어 왔다. 그러나, 기존의 스테인리스강은 고온 해수와 같은 가혹한 환경에서는 불순물, 석출물 그리고 제2상의 금속간 화합물 형성에 의한 공식(pitting), 틈부식(crevice corrosion) 그리고 SCC(stress corrosion-cracking)와 같은 심각한 국부부식이 문제로 되고 있다.⁽¹⁾

최근 스테인리스강의 단점으로 제시된 국부부식을 개선시키기 위한 합금원소의 개량 및 정련화된 제조공정의 결과로 고합금화된 슈퍼 오스테나이트 스테인리스(superaustenitic stainless: 이하 SAS)강이 개발되었다. SAS강이란 일반적으로 Cr \geq 20 wt%, Mo \geq 5 wt% 그리고 N \geq 0.15 wt%를 함유한 강을 통칭한다.

[†] 책임저자, 회원, 전북대학교 기계공학부, 자동차신기술연구소

^{*} 회원, 전북대학교 기계공학부, 자동차신기술연구소
E-mail : crack67@hanmail.net
TEL : (063)270-2346 FAX : (063)270-2388

^{**} 회원, 전북대학교 대학원 정밀기계공학과

^{***} Toyota Technological Institute, Japan

그러나, 오스테나이트 미세조직의 안정화 및 내공식성 개선을 위해 SAS강내에 다량 함유된 크롬(Cr)과 몰리브덴(Mo)은 열이력의 증가와 더불어 α 상과 δ 상과 같은 금속간 화합물이나 Cr-rich 또는 Mo-rich의 석출물을 형성시켜 내식성 뿐만 아니라 인성을 크게 저하시킬 수 있다.¹²⁾ 또한, 고용강화(solid strengthening) 효과 및 내공식성 향상을 위해 첨가된 질소(N)도 고온에서 질화물을 형성시킬 수 있기 때문에 주의를 요하고 있다.¹³⁾

따라서, SAS강이 해수를 냉각수로 사용하는 경수로(PWR) 압력용기와 같은 원자력 발전설비, 화학 플랜트 및 해양 구조물과 같은 부식환경에 노출된 설비부재에 사용되기 위해서는 SAS강의 부식특성 및 기계적 특성에 대한 정보가 절실히 요구되고 있으나 아직까지 이에 대한 연구는 미흡한 실정이다.

본 연구는 고온 내식 설비부재로 개발된 SAS강의 시효 열처리에 따른 부식특성 및 열화 손상을 조사한 것이다. 또한, 열화 손상도와 부식특성의 상관관계를 규명함으로써 설비부재의 현상태 열화도 평가를 위한 비파괴적인 방법을 제안하였다.

2. 재료 및 실험방법

2.1 시험재료

시험에 사용된 시험재료는 기존의 스테인리스강에 비해 내식성을 향상시킨 18mm 판 두께의 SAS강이다. 시효에 따른 열화손상을 조사하기 위해 사용된 시효재는 약 300 ℃의 연화물 환경에서 사용되는 PWR의 설비 사용온도 및 기존의 오스테나이트계 스테인리스강의 예민화 온도역을

Table 1 Chemical composition of SAS steel(wt%)

C	Si	Ni	Cr	Mo	N	S
0.008	0.4	25	23	5.5	0.2	≤ 0.001

Table 2 Artificially aging heat treatment conditions

Aging Temperature(℃)	Aging Time(h)	L.M.P
Isothermal Aging at 300 ℃	1,000	13,179
	10,000	13,752
Isothermal Aging at 500 ℃	1,000	17,779
	10,000	18,552
Isothermal Aging at 650 ℃	240	20,657
	1,000	21,229

고려하여 300 ℃ ~ 650 ℃ 온도구간에서 난시간 및 장시간 열처리하여 제공되었다.¹⁴⁾ Table 1에 시험재의 화학성분을 나타내었다. 인공시효 열처리 온도와 시간 및 이를 이용하여 계산한 Larson-Miller Parameter(이하 : LMP)값을 Table 2에 나타내었다. 여기서 LMP는 서로 다른 열처리 온도 및 시간을 갖는 재료들을 하나의 파라미터로 정리하기 위해 사용하였다.

2.2 실험방법

2.2.1 미세조직 관찰 및 경도측정

SAS강의 인공 시효 열처리에 따른 미세조직의 변화를 조사하기 위해 금속 현미경 관찰을 하였다. 시험편은 관찰 부위만이 노출되도록 마운팅한 후, 다이아몬드 연마제(diamond paste)를 이용하여 경면 연마하였다. 이때 연마된 시험편 표면에 남아있는 분순물을 제거하기 위해 아세톤 세정을 한 후 빌레라(Vilella) 부식액을 사용하여 표면을 에칭(etching)하여 조직관찰을 행하였다.

또한, 시효시간의 증가와 더불어 SAS강은 연화와 취화에 의해 재질연화가 발생할 것으로 생각되어 이를 조사하기 위해 마이크로 비커스 경도기(micro-Vicker's hardness tester)를 사용하여 경도 측정을 행하였다. 경도 측정시 사용된 하중은 100 g과 500 g이었고, 이 중에서 100g 하중의 사용은 부식에 의해 결정입계가 나타난 재료의 입계와 입내 경도를 분리하여 정확하게 측정하기 위한 것이다. 반면에 500 g의 하중은 결정입계의 출현과 무관하게 모든 재료에 대해 임의의 장소에 대한 경도를 조사하기 위한 것이다.

2.2.2 전기화학 분석시험

인공시효된 SAS강의 미세조직 변화에 의한 부

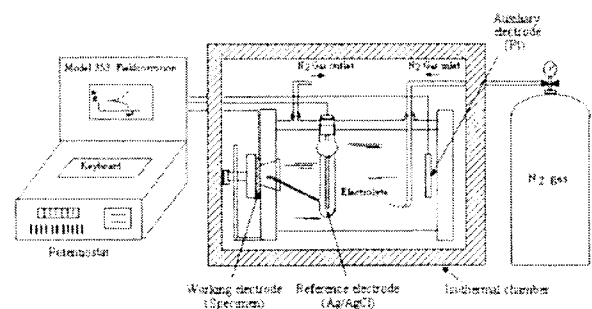


Fig. 1 Schematic diagram of apparatus for electrochemical polarization testing

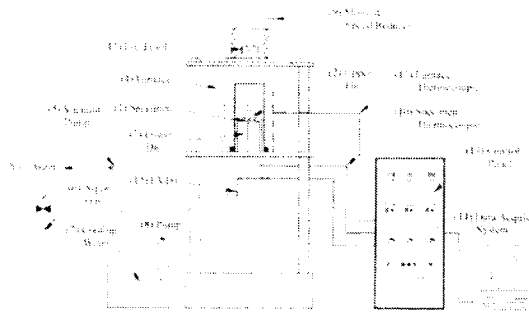


Fig. 2 Schematic diagram for high temperature SP test

특성을 조사하기 위해 전기화학 양극분극 (electrochemical anodic polarization) 시험을 행하였다. 전기화학 시험편은 $12 \times 12 \times 3 \sim 4$ mm의 크기로 하여 1 cm^2 의 시험편 표면만이 부식액에 노출되도록 에폭시 수지를 이용하여 마운팅하였다. 시험편 표면은 알루미늄 분말($0.3 \mu\text{m}$)을 이용하여 전해 연마함으로써 표면을 경면상태로 유지하였다. 분극 시험전 시험편은 탈기 건조시킨 후 틸부식을 막기 위해 시험편 주위를 절연성 도료로 피복하였다.

전해액은 오스테나이트계 스테인리스강의 예민화 평가에 유용하다고 보고되고 있는 1N KOH 수용액을 사용하였다.^(5,6) 실험시 전해액의 온도는 $30^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$ 로 유지하고, 용존산소의 영향을 제거하기 위해 질소가스를 이용하여 10 분 동안 탈기하였다.

전기화학 양극분극 시험조건으로는 시험편을 전해액에 약 5 분간 침적시킨 후 회로를 연결하여 자연부식전위(corrosion potential : E_{cor})를 기준으로 -200 mV 에서부터 0.5 mV/sec. 의 분극속도로 기준전극에 대해 약 1500 mV 까지 분극하여 시험재 표면의 전기화학적 용해 반응량을 실시간적으로 재측하였다. Fig. 1에 전기화학 분극시험장치의 개략도를 도시하였다.

2.2.3 SP(Small Punch)시험

소형펀치(small punch : SP)시험법은 현재 실기 부재의 수명에 영향을 주지 않는 극소형시험편을 이용하여 신소재의 개발 및 발전설비의 열화손상 평가에 적용되고 있다.^(7,8) SAS강의 시험조건에 따른 저온 및 고온 특성을 조사하여 재열화 평가를 위해 SP시험을 수행하였다. 시험편은 SAS강 신재 및 시험재료로부터 $10 \times 10 \times 0.8$ mm의 크기로 기계가공한 후 연마포(emery paper)를 사용하여

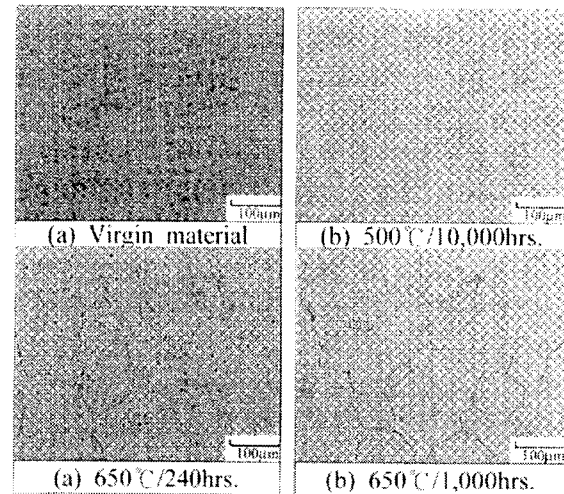


Fig. 3 Optical micrographs of the virgin and several aged materials for SAS steel

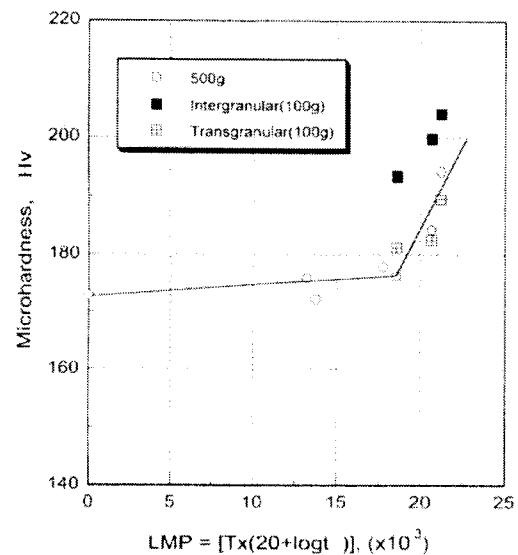


Fig. 4 Microhardness results for virgin and aged materials of SAS steel

습식연마를 통해 규격크기인 $10 \times 10 \times 0.5$ mm로 제작하였다. 시험온도 변화는 $-196^\circ\text{C} \sim 650^\circ\text{C}$ 의 범위로 하였고, SP시험에 적용된 부하속도는 0.2 mm/min. 이다. Fig. 2에 대표적으로 고온 SP시험 장치의 개략도를 도시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직 및 경도 측정 결과

SAS강의 신재 및 인공 시험 열처리재를 대상으로 빌레라(Vilella) 부식액을 사용하여 에칭한 미세조직 사진을 Fig. 3에 나타내었다. SAS강 신

재는 뛰어난 내식성으로 인해 동일한 시간의 부식 후에도 입계의 출현은 전혀 관찰되지 않았다. 그러나, 시효 열이력의 증가와 더불어 점차적으로 오스테나이트 입계에 구상의 석출물들이 출현하여 성장·함체되고 있음이 관찰되었다. 이같은 석출물 거동은 650°C/1000h 시효재에서 가장 명확하게 관찰되어 입계 취화가 심각하게 발생하고 있음을 알 수 있다. 이같은 부식거동은 오스테나이트계 스테인리스강의 열화 원인으로 제안되고 있는 탄화물, 질화물 또는 불순물 등이 원인으로 된다고 생각된다.^(2,3)

Fig. 4는 SAS강의 입계취화에 따른 정도값의 변화를 조사하기 위해 신재 및 시효재를 대상으로 결성 입계와 입내의 비커스 정도 측정결과를 LMP로 정리한 것이다. 조직사진에서 보였듯이 신재 및 LMP가 17,779에 해당하는 500°C/1,000h 시효재까지는 입계 출현이 관찰되지 않았기 때문에 입의 장소를 선택하여 정도를 측정하였다. 반면에 그 이후의 시효재는 입계 출현이 관찰되어 입의의 장소뿐만 아니라 입계 및 입내 정도값을 분리하여 측정하였다. 그림에서 알 수 있듯이 500°C/1,000h 시효재까지의 정도값은 신재와 큰 차이를 보이지 않고 있으나, 그 이상의 시효재에 있어서는 정도값이 상승하는 취화 거동을 보이고 있다. 특히 LMP가 21,229에 해당하는 650°C/1,000h 시효재의 입계 및 입내 정도값은 신재에 비해 뚜렷한 증가를 보이고 있어 SAS강은 열이력이 증가함에 따라 입계뿐만 아니라 입내도 취화되고 있음을 알 수 있다. 여기서 ■ 표시의 입계 출현이 관찰된 500°C/1,000h 이상의 시효재의 입계 정도값이 입내 정도값보다 높은 이유는 후술하는 바와 같이 시효에 따른 입계 석출물의 증가에 의한 것으로 사료된다.

3.2 양극분극 특성

전기화학 분극법은 분극곡선이 재료의 내부구조의 변화 즉, 손상의 원인이 되는 특징의 탄화물, 불순물 또는 부식출태 등만의 용해 반응량을 민감하게 반영하는 것을 이용하는 열화손상 평가 방법이다. 본 방법은 최근 화학 플랜트 고온 부재의 경년열화 평가법으로 뿐만 아니라 정수로 스테인리스 배관의 응력부식 균열 문제에 있어서 예민화 측정에 이용되고 있다.

Fig. 5는 SAS강의 신재 및 인공 시효열처리재

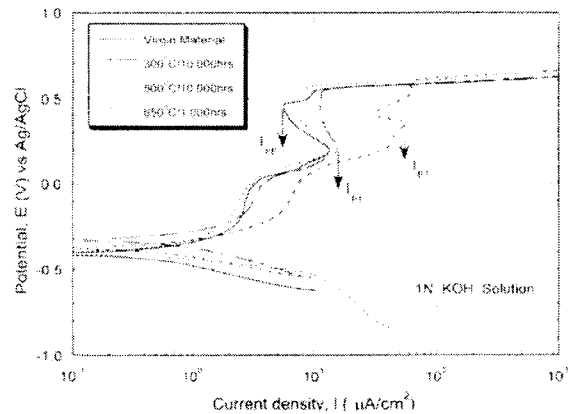


Fig. 5 Electrochemical polarization curves obtained from virgin and several aged materials

를 대상으로 1N KOH 전해액중에서 얻은 대표적인 양극분극 곡선이다. 그림에서 알 수 있듯이 모든 시험재에서 뚜렷한 양극분극 거동이 관찰되고 있다. 특히 시효 온도 및 시간의 증가와 더불어 약 200mV에서의 I_{P1} 의 증가와 350mV 부근의 I_{P2} 의 출현이 관찰되었다. 일반적으로 오스테나이트계 스테인리스강의 경년적 조직변화는 초기에는 탄화물의 석출, 장시간측에서는 η 상(Laves 상)의 석출에 의한다고 알려져 있어 과부동태 영역에서의 I_{P1} 및 I_{P2} 의 출현은 주로 이들 석출물들의 용해와 관련이 있을 것으로 추론된다.^(5,6) 그러나, 그림에서 보이듯이 과부동태 영역에서 나타난 이들 전류밀도값을 제질열화도 평가 파라메타로서 정량화하기에는 다소 어려움이 있다. 일반적으로 특정 부식환경내에서 고합금 오스테나이트계 스테인리스강의 미세조직 변화에 따른 부식 특성 및 내식성 평가에 널리 사용되고 있는 평가 인자로서 시험편 표면에 부동태 산화피막(oxide film)의 형성에 관련된 인자인 부동태화 전류밀도값 I_{PP} 가 제안되고 있다.⁽⁶⁾ 따라서 본 연구에서는 부동태화 전류밀도값을 제질열화도 평가 파라메타로 이용하였다.

Fig. 6은 각 시험재에서 얻어진 LMP와 부동태 전류밀도의 상관관계를 나타낸 것이다. 그림에서 보이듯이 LMP가 증가함에 따라 I_{PP} 가 증가하고 있어 부동태 피막 형성과 관련된 I_{PP} 는 앞서 언급한 탄화물 또는 불순물 거동을 반영하고 있음을 확인할 수 있다. 즉, 시효 열처리에 의해 입계 또는 입내에 석출된 탄화물 및 불순물이 국부적으로 소양극(small anode)으로 되어 부동태 피막을

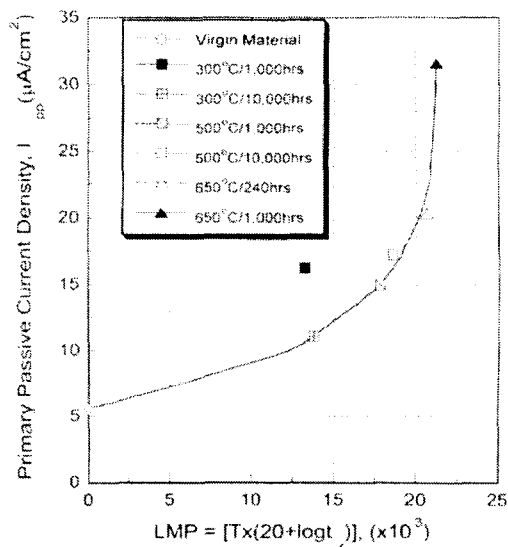


Fig. 6 Variation of primary passive current density

불안정하게 함으로써 용해 반응을 활성화시켜 열이력의 증가와 더불어 전류밀도가 상승한 결과로 생각된다. 이상의 결과를 확인하기 위해 분극시험 종료 후 각 시험편 표면을 광학현미경과 주사전자현미경(SEM) 관찰하여 Fig. 7에 나타내었다. 신재 및 LMP가 17.779에 해당하는 500°C/1,000h 시효재까지의 표면은 피막형성에 의해 부동태화 상태로 되어 있기 때문에 부식면을 관찰할 수 없었다. 반면에 그 이상의 열이력을 가진 500°C/10,000h 시효재에서는 약간의 입계 석출물들이 출현하고 있으며, 650°C/240h 열화재 시험편의 경우는 입계를 따라 구상 석출물이 현저하게 되어 결정립을 명확하게 구분할 수 있다. 특히 650°C/1,000h 시효재는 입계뿐만 아니라 입내에서도 석출물들이 관찰되어 입내 취화가 심각하게 진행되었음을 지적하고 있다. 이같은 결과는 앞서 650°C/1,000h 시효재의 조직관찰 및 경도 측정 결과와 좋은 일치를 보이고 있다.

이들 입계 부식물들은 오스테나이트계 스테인리스강의 재질열화의 원인으로 보고되는 탄화물, 질화물 또는 η 상으로 생각되며, 이를 보다 명확히 하기 위해 EDX분석을 행하였다. Fig. 8의 EDX 분석결과에서 알 수 있듯이 입계 석출물에서 Mo와 Cr이 검출되고 있어 분극시험에서의 IPP의 상승은 탄화물($M_{23}C_6$)과 η 상(Laves상: Fe_3Mo)과 같은 입계 석출물들에 의해 부동태 피막의 불안정에 의한 탄화물 및 η 상의 용해에 의

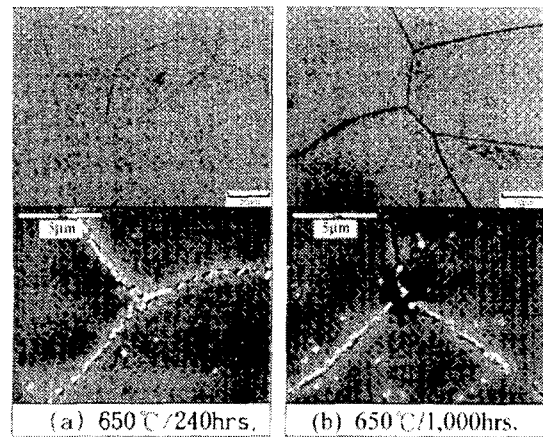


Fig. 7 Optical micrographs and SEM photographs of several aged materials

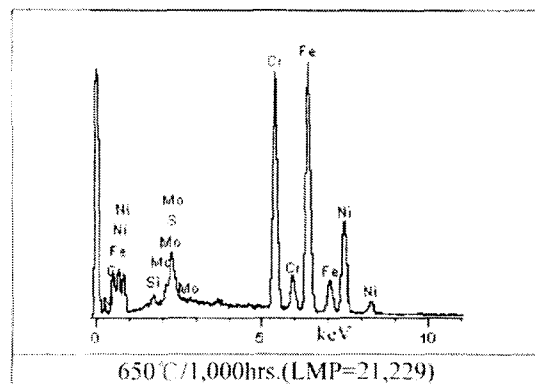


Fig. 8 EDX analysis results for aged material

한 것으로 생각된다. 齊藤喜久 등은⁽⁶⁾ 과일기 튜브제인 오스테나이트 스테인리스강을 대상으로 KOH 전해액을 사용하여 전기화학 분극실험을 통해 180mV와 250mV 부근에서의 전류밀도값은 각각 $M_{23}C_6$ 와 η 상의 석출과 관련된다고 보고하고 있다. 따라서, 전위값에 있어서 다소 차이는 있지만 본 연구에서 얻어진 약 200mV에서의 I_{p1} 의 증가와 350mV 부근의 I_{p2} 의 출현은 $M_{23}C_6$ 와 η 상의 석출에 의한 결과로 추론된다. 일반적으로 전위 상에 석출하는 미세한 $M_{23}C_6$ 는 크리프강도를 현저하게 높이지만, η 상의 석출은 고용강화작용을 하는 고용 Mo양 및 입내 $M_{23}C_6$ 의 석출밀도를 감소시켜 크리프강도를 감소시킨다고 알려져 있다.⁽⁶⁾ 따라서, 본 연구에서 얻어진 결과는 금후 SAS강의 재질열화에 따른 크리프 강도 해석에 있어 중요한 자료로 될 것으로 생각된다.

3.3 SP시험에 의한 기계적성질 평가

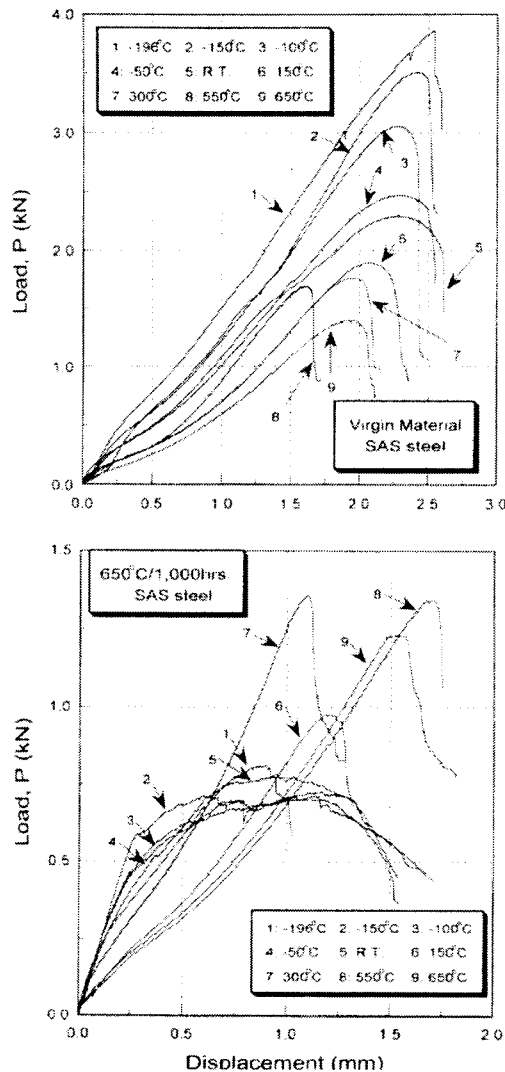


Fig. 9 Load-displacement curves for virgin and 650°C/1,000hrs. aged material

SAS강 신재와 시효재를 대상으로 SP 저온 및 고온 시험을 행하여 얻은 대표적인 하중-변위곡선을 정리하여 Fig. 9에 나타내었다. 신재의 최대하중(P_{max})은 -196°C에서 최대값을 보인 후 시험온도가 올라감에 따라 점차 감소하고 있다. 이같은 경향은 LMP가 17,779인 500°C/10,000h 시효재까지는 신재의 파괴거동과 거의 유사하였다. 따라서, 500°C/10,000h 시효재까지는 재질열화가 그다지 발생하지 않았음을 알 수 있다. -196°C의 시험온도에서 파괴하중이 최대값을 보이는 것은 저온강도를 개선하기 위해 첨가된 질소(N)의 고용강화 효과에 기인한 것으로 사료된다.⁽²⁾ 그러나, LMP가 20,657이상인 650°C/240h 시효재부터는 고

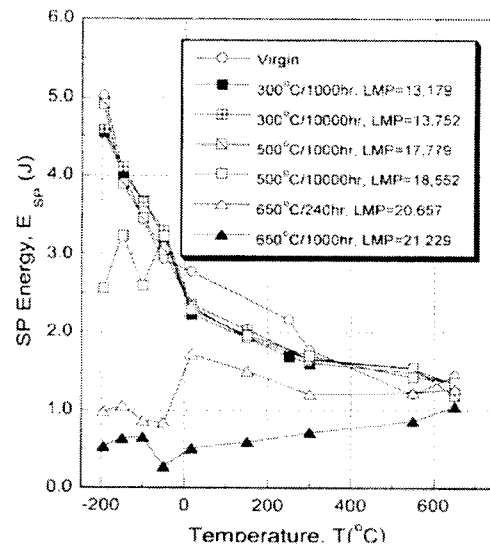


Fig. 10 Temperature dependence of the SP energy for SAS steel

온의 시험온도에서는 최대하중(P_{max})은 신재의 것과 큰 차이를 보이지 않았으나, 시험온도가 -196°C에 접근함에 따라 최대하중이 크게 감소하고 있어 재질열화가 심화되었음을 알 수 있다. 특히 시험재중 가장 크게 재질열화가 발생했을 것으로 추정되는 650°C/1,000h 시효재의 파괴거동은 다른 시험재와 큰 차이를 보이고 있다. 즉, 실온이하의 시험온도에서 곡선양상은 점차적으로 소성 및 신장영역과 소성 불안정영역이 감소되어 최종적으로는 탄성급형 영역에서 파괴가 발생하는 취성적인 파괴로의 전이를 관찰할 수 있다.

Fig. 10은 시효에 따른 재질열화를 평가하기 위해 SP 하중-변위곡선의 아래면적으로 계산한 SP 에너지(E_{SP})를 시험온도에 따라 정리한 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 SAS강 신재의 E_{SP} 는 시험온도의 저하와 더불어 증가하는 반면에 시효재는 뚜렷한 감소를 보이고 있고, 신재와 시효재의 E_{SP} 는 -196°C의 시험온도에서 가장 큰 차이를 보이고 있다. 이같은 결과는 앞선 EDX분석 결과에서 보인 입계 탄화물과 η 상에 의해 저온 취성이 심화되었기 때문으로 생각된다. SP시험의 장점중의 하나는 충격시험과 같이 SP 흡수에너지와 온도의 관계로부터 연성-취성전이온도를 구할 수 있는 것이지만, 본 SAS강의 신재에 있어서 에너지의 전이가 관찰되지 않아서 연성-취성 전이온도를 구할 수 없었다. 따라서, -196°C에서의 파괴에너지를 기준으로하여 재질열화도를 비교해 보면,

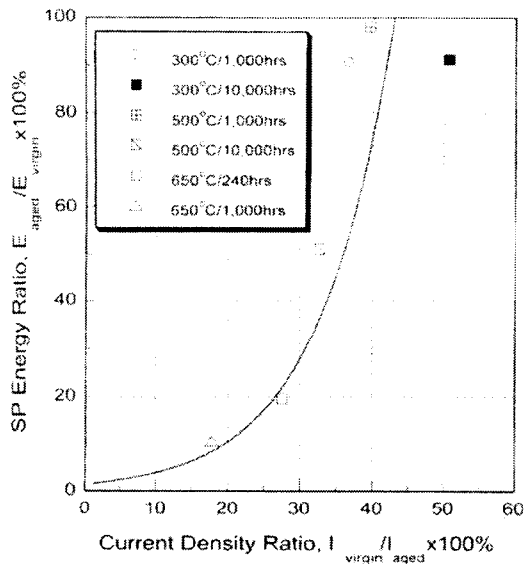


Fig. 11 Relation between current density ratio and SP energy ratio

적온에서 단·장시간의 시효재에서는 재질열화가 그다지 발생되지 않고 있지만 시효온도가 고온으로 됨에 따라 재질열화가 심각하게 발생하고 있음을 알 수 있다. 즉, 신재와 LMP가 17,779에 상당하는 500°C/1,000h 시효재까지는 큰 차이를 보이지 않고 있으나, 그이상의 열이력을 가진 시효재에 있어서는 기계적 성질이 급격히 저하함을 알 수 있다. 이 시험결과는 앞선 정도 및 전기화학 시험결과들과 잘 일치하고 있다.

3.4 재료의 전기화학 특성 및 기계적 특성에 의한 재질열화 진단법

일반적으로 SP시험에 의한 재질열화 평가는 각 시험재료의 연성-취성 전이온도 $[DBTT]_{sp}$ 를 구한 후 신재와 각 열화재의 $[DBTT]_{sp}$ 의 차이를 열화 손상도 $\Delta[DBTT]_{sp}$ 로 정의하여 행해지고 있다.^(7,8) 그러나, 본 시험재의 경우 Fig. 10에서 알 수 있듯이 신재 및 시효재 모두에서 뚜렷한 연-취성 전이온도를 구할 수 없었기에 시효에 따른 기계적 성질의 감소가 가장 뚜렷하게 나타난 -196°C에서의 E_{sp} 를 사용하여 재질열화도를 평가하고자 하였다.

Fig. 11은 SP시험시 -196°C에서 얻어진 신재와 시효재 각각의 흡수에너지의 비($\alpha = [\text{시효재의 흡수에너지}/\text{신재의 흡수에너지} \times 100\%]$)와 분극시험시 얻어진 부동태화 전류밀도의 비($\beta = [\text{신재의 전류밀도}/\text{시효재의 전류밀도} \times 100\%]$)의 상관관계

를 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 양자의 시험에서 얻은 결과들 사이에는 뚜렷한 상관관계가 있음을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 SAS강의 재질열화 평가를 위한 효과적인 방법을 모색할 수 있다. 즉, SAS강이 사용되는 실기부재의 정기검사시 고온·고압부와 같은 열화에 취약한 부위를 대상으로 전기화학 분극시험을 행하여 부동태화 전류밀도비가 약 30%이하에서는 인성저하가 현저하게 발생한 것으로 판단할 수 있다. 따라서, 향후 이러한 평가기술은 SAS강을 사용하는 선비부재에서 열화부위에 대한 합리적인 보수 및 교체 시기를 결정하는데 사용 가능할 것으로 기대된다.

4. 결 론

본 연구는 기존의 오스테나이트계 스테인리스강의 국부부식 감수성을 개선시킨 SAS강을 대상으로 미세조직 변화에 따른 부식특성을 전기화학 분극시험에 의해 조사하였고, SP시험에서 얻어진 열화 손상도와외 상관관계를 규명함으로써 다음의 결론을 얻었다.

(1) 시효 열처리된 SAS강의 재질열화의 주요 원인은 입계에 석출된 탄화물 및 n 상으로 추론되며, 전기화학 분극시험에서 얻어진 전류 밀도값의 상승은 이들 입계 석출물들의 용해에 의한 것으로 생각된다.

(2) LMP가 20,657이상인 SAS강 시효재에서는 재질열화가 심각히 발생하였고, 특히 기존의 오스테나이트 스테인리스강의 예민화 온도역인 650°C에서 시효처리된 재료는 가장 심각한 재질열화를 보였다.

(3) SP시험시 -196°C에서 얻어진 신재와 시효재 각각의 흡수에너지의 비(α)와 분극시험시 얻어진 부동태화 전류밀도의 비(β)의 사이에 뚜렷한 상관관계가 성립하였다.

(4) SAS강이 사용되는 실기부재의 정기검사시 고온·고압부와 같이 열화에 취약한 부위를 대상으로 계측된 부동태화 전류밀도비가 약 30 %이하에서는 인성저하가 현저하게 발생하는 것으로 판단할 수 있다.

참고문헌

- (1) Marshall, P., 1994, "Austenitic Stainless Steels," *Elsevier Applied Science Publishers*, UK, pp. 354 ~ 398.
- (2) Kane, R. D., 1993, "Super Stainless Steels : Resist Hostile Environments," *Advanced Materials and Processes*, pp. 16 ~ 20.
- (3) Miura, M., and Ogawa, K., 1988, "Progress on Stainless Steels and Their Weldability," *Journal of the JWS*, Vol. 57, No. 6, pp. 421 ~ 426.
- (4) Matsushima, I., 1992, "Corrosion and Its Mitigation of Welded Joints in Stainless Steel," *Journal of the JWS*, Vol. 61, No. 3, pp. 144 ~ 152.
- (5) Lu, Y., Shoji, T., Takahashi, H., and Saito, Y., 1986, "Material Characterization Procedure of Degradation of Austenitic Stainless Steels by Use of Small Punch Test and Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (EPR) Method," *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol. 36, No. 402, pp. 296 ~ 302.
- (6) Saito, Y., Shoji, T., and Watanabe, Y., 1991, "Development of Nondestructive On-Site Measurement Techniques by Means of an Electrochemical Method for Material Degradation of S/H SUS Steel Tubes of Fossil Boilers," *Transactions of the JSME, A*, Vol. 57, No. 538, pp. 1442 ~ 1448.
- (7) KRIS-97-101-IR, "Development of Semi-nondestructive Evaluation Technique of Toughness Degradation (3rd Year)," pp. 1 ~ 288.
- (8) You, H. S., Song, M. S., Song, G. W., and Lyu, D. Y., 2000, "Degradation Damage Evaluation of High Temperature Structural Components by Electrochemical Anodic Polarization Test," *Transactions of the KSME, A*, Vol. 24, No. 6, pp. 1398 ~ 1407.