

研究論文

고질소계 강의 열처리재 및 용접부의 기계적성질 저하에 관한 연구

권일현* · 윤재영* · 정세희*

A Study on the Degradation of Mechanical Properties in High Nitrogen Steel Following Heat Treatments and Welding

Il-Hyun Kwon*, Jai-Young Yoon* and Se-Hi Chung*

Key Words : High Nitrogen Steel(고질소 강), Small Punch Test(소형펀치 실험), Nuclear Fusion Reactor(핵 융합로), Sensitizing Heat Treatment(예민화 열처리), Material Degradation(재질열화)

Abstract

The degradation of mechanical properties in the high nitrogen steel HN3 developed for nuclear fusion reactor has been evaluated quantitatively using the small punch(SP) test. X-ray diffraction(XRD) analysis has also been conducted to identify carbides or nitrides precipitated on grain boundaries of the heat treated samples.

Mechanical properties of the steel HN3 significantly decreased with increasing heat treatment time and temperature or with decreasing testing temperature. Combination of XRD and metallurgical observation, revealed that the material degradation in the thermally aged steel was caused by precipitation of carbides on the grain boundaries.

While the weld metal showed the lowest mechanical properties among various microstructures in GTA weldments. By combining SP test and XRD analysis, cryogenic fracture behaviors and aging degradation for high nitrogen steel could be successfully evaluated in nondestructive manner.

1. 서 론

현대 과학문명의 발달은 응용기술뿐만 아니라

실기환경에서 사용되는 구조재료에 대해서도 비약적인 발전을 가져왔다. 그 중에서도 초전도현상을 이용하는 기술의 발달은 특히 주목할만 하다. 초전도현상은 극저온에서 발생하는 특이한 현상으로서

* 1998년 2월 27일 접수

* 정희원, 전북대학교 기계공학부

이 기술을 이용하는 대표적인 것으로는 자장밀폐 방식 핵융합로, 자기공조 진단장치(MRI), 자기부상식 철도등과 같은 에너지, 운수교통 및 계측통신 등의 첨단산업분야에 적용되어 그 실용화가 활발히 진행되고 있다. 특히 차세대의 에너지원으로 기대되고 있는 핵융합로는 일본, 미국, EC 및 러시아의 공동연구에 의해 그 실용화가 실현될 단계에 이르러 있다.^{1,2)}

핵 융합로는 사용환경이 극저온 및 강자장과 같은 극한 상황에서 사용되므로 구조재료는 실기 환경하에서도 고강도와 고인성을 유지할 수 있는 재료가 안전성의 견지에서 극히 중요하다.³⁾ 일반적으로 저온에서 사용되는 구조물의 재료로는 저온취성을 나타내지 않는 오스테나이트계 스테인레스강을 사용하고 있다.⁴⁾ 그러나, 이 강은 극저온에서 강도가 저하되는 단점을 가지고 있어 핵 융합로의 구조재료로는 제한적이다. 이 단점을 보완하기 위해 최근 기존의 오스테나이트계 스테인레스강에 고질소를 첨가하여 극저온에서도 고강도를 유지할 수 있는 새로운 강의 개발이 큰 관심사로 대두되고 있다.⁵⁾ 본질적으로 핵 융합로와 같은 극한환경에서 사용되는 구조물의 신뢰성을 확보하기 위해서는 적당한 재료의 선택과 이들 재료의 물리적 특성 및 기계적 거동에 대한 평가는 필수적이다. 그러나, 극저온환경하에서의 시험법의 미정립과 실험방법의 어려움으로 인해 핵 융합로의 구조부재로 개발된 강에 대한 충분한 검토는 아직까지 행해지지 않고 있다.

이상의 배경으로부터 본 연구에서는 비교적 저온(77K)에서도 기계적성질의 평가가 가능하다고 보고되고 있는 소형펀치(small punch :이하 SP) 시험법⁶⁾을 사용하여 극저온(4.2K)용 구조재료로 개발된 HN3 단조재(이하 :모재) 및 예민화 열처리재의 기계적성질의 평가를 행하였다. 또한, 예민

화에 따른 기계적성질 저하원인을 조사하기 위해 조직관찰 및 X-선 회절시험(X-ray diffraction:이하 XRD)을 실시하였다. 그리고, HN3 용접재의 각 미세조직에 따른 기계적 성질의 조사도 병행하여 모재와 비교하였다.

2. 시험재 및 실험방법

2.1 시험재

본 연구에 사용된 시험재는 오스테나이트계 스테인리스강의 일종으로서 차세대 핵 융합로의 구조재료로 적용이 예상되는 HN3강이다. HN3 모재는 판 두께 280mm의 단조재를 1050℃~1073℃에서 5.5시간 유지한 후, 수냉한 것이다. 이 강을 대상으로 예민화에 따른 기계적성질의 변화를 조사하기 위해 650℃, 700℃, 750℃ 및 800℃의 온도에서 1시간 또는 5시간 예민화 열처리하여 실험에 이용하였다. 예민화 열처리조건은 기존의 오스테나이트계강이 가장 큰 예민화거동을 보인다(7)고 알려져 있는 400~850℃의 예민화 온도역중에서 선택한 것이다. HN3 용접재는 판 두께 200mm, 폭 250mm, 길이 880mm의 블록 2개를 기계가공하여 이 두 개의 블록에 GTA용접을 실시하여 제작한 것이다. 용접부의 개선형상은 양측 U개선으로 용접 전류 170~220A, 패스간 온도 150℃이하의 조건에서 자동화된 용접장치를 사용하여 용접하였다. Table 1과 2에 각각 HN3 모재와 용접금

속의 화학성분 및 4.2K에서의 기계적 성질을 나타내었다. 또한, Table 3에 HN3 용접재의 용접조건을 나타내었다.

Table 1. Chemical compositions of HN3 forged plate and weld metal of GTA welded joint (wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N	Mo	Nb
Forged plate	0.050	0.39	21.27	0.005	0.001	9.15	12.97	--	0.247	0.97	--
Weld Metal	0.040	0.22	21.88	0.006	0.007	10.86	12.85	--	0.16	--	--

Table 2. Mechanical properties of HN3 forged plate tested at 4.2K.

Material	y. s (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Reduction of Area	JIC (kJ/m ²)	KIC (MPam ^{1/2})
Forged plate	1216	1576	44	50	267	241

Here, y. s and UTS are yield strength and ultimate strength, respectively.

Table 3. Welding conditions for HN3 GTA welding.

Material	Plate size	Current (A)	Voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Welding wire
Forged plate	200t×250W×880L	170~220	10	5.5~10	stainless

2.2 극저온 SP실험

극저온 실험결과는 시험온도의 장시간 유지여부가 큰 변수로 작용하기 때문에 주의를 요한다. 이 때문에 극저온 실험은 시험온도를 장시간동안 신뢰성 있게 유지시킬 수 있는 극저온 용기(cryostat)를 필요로 하며, 본 SP실험도 극저온 용기를 사용하여 액체헬륨온도(4.2K) 또는 액체질소온도(77K)를 시험종료시까지 유지할 수 있도록 하였다. 실험장치의 로드(rod), 프레임(frame) 및 SP 지그등의 재료로는 저온에서의 열전도율이 낮고 강도가 높은 티타늄합금을 사용하였다. 실험중 시험편이 항상 액체헬륨에 잠기도록 수송튜브(transfer tube)를 통해 액체헬륨을 연속공급하였다. 부하는 모터 구동의 부하장치를 이용하여 0.1mm/min의 크로스헤드 속도로 행하였다. Fig.1은 SP 시험용 지그로서 상·중·하부 다이스 및 4개의 체결나사로 구성된다.⁶⁾ 모든 SP시험편은 L(longitudinal)방향에 평행하게 채취한 후, 표면을 경면으로 연마하여 10×10×0.5mm크기로 만들었다. 시험중 X-Y 레코더 및 컴퓨터에 자동기록된 하중-변위곡선상에서 파괴에 의해 급격한 하중 저

하가 발생한 점까지의 곡선 아래 면적을 SP에너지로 정의하여 각 재료의 기계적 성질의 평가에 이용하였다. 변위는 크로스헤드에 부착된 LVDT(linear variable differential transducer)에 의해 측정된 값이다. 모든 실험 데이터는 하나의 실험조건에서 2개 이상의 시험편을 대상으로 얻어진 값의 평균값이다. 파면관찰에는 주사전자현미경(scanning electron microscope : 이하 SEM)을 이용하였다.

2.3 조직관찰 및 탄화물 추출

각 시험편은 1 μ m의 입자크기를 갖는 다이아몬드 페이스트로 최종 마무리한 후 빌레라(vilella)액으로 부식시킨 다음, SEM을 이용하여 조직관찰 및 입계탄화물의 관찰을 실시하였다. 그리고, HN3강의 예민화 열처리에 의해 생성된 탄화물을 분석하기 위해 시료로부터 탄화물 추출을 행하고 XRD실험을 행하였다. 탄화물의 추출은 10vol% HCl+90vol% ethanol 용액하에서, 시료와 대극에 각각 플러스와 마이너스 전원을 연결한 후 30mA/cm²의 전류를 통전시켜 실시하였다. 추출된 탄화물은 진공펌프를 이용하여 용액과 분리시키고 알콜 세척 및 건조 후, 탄화물의 종류를 조사하기 위해 XRD 시험에 사용되었다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 SP시험에 의한 기계적성질 평가

3.1.1 HN3강 열처리재

Fig.2는 HN3 모재의 예민화 열처리한 재료를 대상으로 SP실험을 행하여 얻은 77K와 4.2K하에서의 대표적인 하중-변위곡선이다. 비교를 위해 HN3 모재 시험편의 곡선도 함께 나타내었다. 먼저 650 $^{\circ}$ C-5시간 및 700 $^{\circ}$ C-1시간 열처리재의 곡선을 살펴보면, 시험온도에 무관하게 HN3 모재에 비해 파괴까지의 하중(이하:P_{max}) 및 변위량(이하:

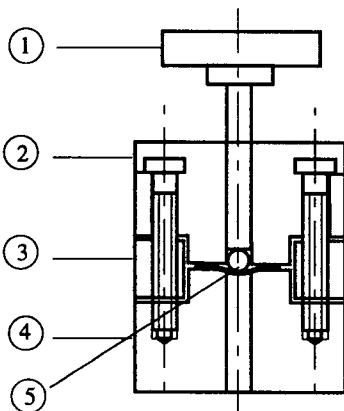


Fig. 1 Schematic illustration of puncher and dies for SP test. (1)Puncher, (2)Upper, (3)Middle die, (4)Lower die, (5)Steel ball(ϕ 2.4mm)

δ_{max})이 감소하고 있다. 또한, 4.2K의 곡선상에서는 세레이션(serration)이 관찰되어 상당량의 소성 변형 후 파괴에 이르고 있음을 알 수 있다. 그러나, 장시간 및 고온, 즉 700°C-5시간 및 800°C-5시간의 온도와 시간에서 열처리를 행한 시편으로 부터 얻어진 곡선상에서는 세레이션구간과 P_{max} 및 δ_{max} 가 현격히 저하되고 있다. 이와 같은 장시간 및 고온의 열처리재에서 관찰된 파괴거동의 변화원인은 재료의 소성변형 감소와 관련되는 입계 결합강도의 저하에 기인한다고 추론되며, 금후 이에 대한 자세한 연구가 필요하다고 생각된다.

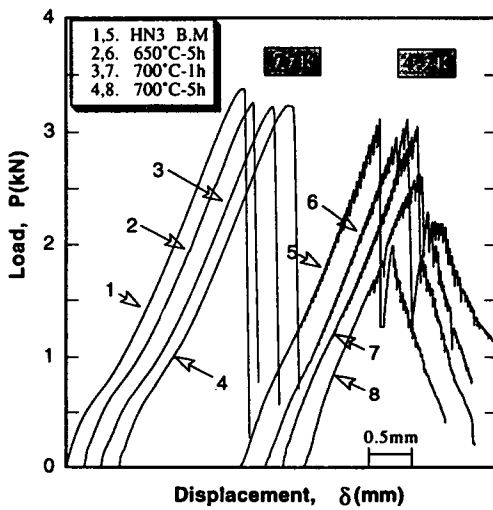


Fig. 2 Load-displacement curves obtained from heat treated specimens of HN3 steel tested at 77K and 4.2K.

Fig. 3은 HN3 모재와 각 열처리재를 대상으로 4.2K환경하에서 SP실험에 의해 얻은 거시적 및 미시적 파면사진이다. HN3 모재의 파괴양상을 보면, 비교적 큰 소성변형을 한 후 반구 정점부위로 부터 멀리 떨어진 부위에서 원둘레 방향으로 균열이 전파하여 파괴에 이르는 원주형 파괴가 관찰되었다. 이때 얻어진 미시적 파면은 연성 덩플파면이 주로 관찰되고 있어 HN3 모재는 상당량의 소성거동을 한 후 파괴되었음을 알 수 있다. 그러나, 하중-변위곡선상에서 가장 큰 기계적 특성의 변화를 보인 800°C-5시간 열처리재의 파괴양상과 파면은 연성적성질을 상당히 상실했음을 지적해 주는 방사상 파괴와 입계파괴(그림중 화살표)가 더욱 증가하였

음이 관찰되었다. 이상의 결과로부터 4.2K에서의 세레이션은 파괴에 이르기까지 재료의 소성변형과 관계됨을 알 수 있어 다른 연구자의 보고^{8,9)}와 좋은 일치를 보이고 있다. 결국 HN3 모재는 열처리 온도와 시간이 고온 및 장시간으로됨에 따라 세레이션의 감소와 더불어 파면도 연성 덩플파면에서 취성 입계파면으로 천이하고 있다. 이상의 결과는 하중-변위곡선상에서 관찰된 파괴거동이 열처리에 따른 미세조직의 변화와 밀접한 대응관계를 유지하고 있음을 의미하며, SP시험시 관찰되는 하중-변위곡선의 거동만으로도 재료의 열화정도를 추정할 수 있음을 지적하고 있다.

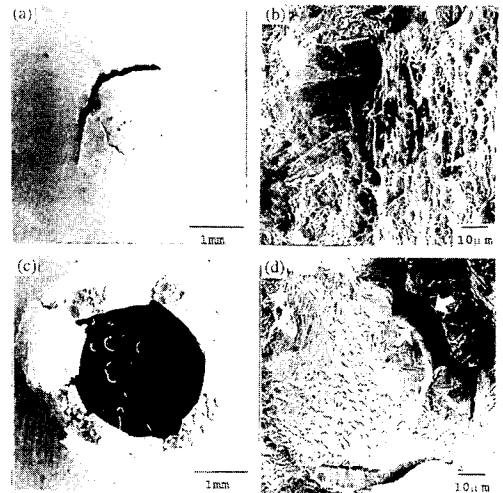


Fig. 3 SEM macro-and microfractographs obtained from (a, b) base metal and (c, d) 800°C-5h heat treated specimens of HN3 steel tested at 4.2K.

Fig. 4에 각 열처리재로 부터 얻어진 SP에너지 (이하: E_{SP})의 온도 의존성을 나타내었다. 모재의 시험편에서 얻어진 E_{SP} 는 시험온도에 무관하게 열처리재의 E_{SP} 보다 높은 값을 보이고 있다. 그러나, 모재를 열처리한 시험편에서 얻어진 E_{SP} 는 열처리 온도와 시간의 증가와 더불어 현저히 감소하고 있다. 특히, 시험온도가 저온으로 됨에 따라 E_{SP} 의 저하 폭은 보다 증가하고 있다. 이와 같이 열처리 온도 및 시간의 증가 또는 시험온도의 저하에 따른 E_{SP} 의 저하는 열처리에 의해 입계에 석출된 탄화물 또는 질화물등이 입계를 취화시켜 입계결합 강도

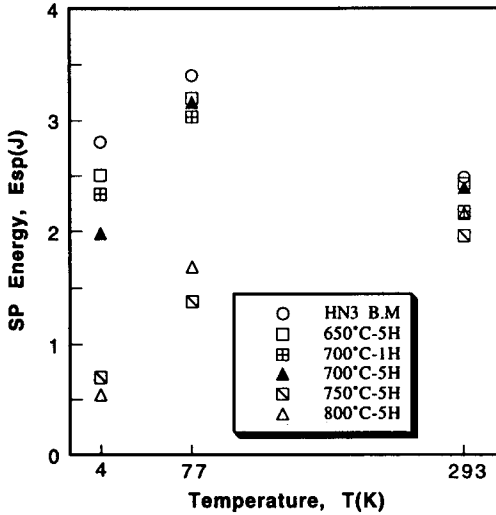


Fig. 4 Temperature dependence of SP energy obtained from base metal and heat treated specimens of HN3 steel.

를 저하시켰기 때문으로 생각된다. 또한, 입계 석출물에 의해 취화된 입계는 시험온도의 감소와 더불어 더욱 취약하게 되어 SP 에너지의 현격한 감소를 유발하였다고 생각된다.

3. 1. 2 HN3강 GTA용접부

Fig. 5는 HN3강 모재와 GTA 용접부의 각 미세조직을 대상으로 77K와 4.2K에서 SP 실험을 행하여 얻은 하중-변위곡선이다. 77K에서의 파괴거동을 살펴보면, HN3강 모재는 다른 조직에서 나타난 파괴거동에 비해서 뛰어난 특성을 보이고 있다. 그리고, 용접부의 용융선 및 용접금속시험편의 파괴거동은 거의 유사한 거동을 보이고 있고, 모재에 비해서는 낮은 P_{max} 및 δ_{max} 값을 보이고 있다. 4.2K에서의 파괴거동을 살펴보면, 77K의 곡선거동과 동일하게 HN3강 모재는 다른 미세조직의 파괴거동에 비해 우수한 성질을 보이고 있다. 반면에 용융선 및 용접금속에서 관찰된 파괴거동은 다소 저하된 파괴거동을 보이고 있다. 특히, 용접금속의 파괴거동은 4.2K에서 더욱 취약한 기계적성질을 나타내고 있다. 그러나, 4.2K에서의 용접금속 시험편의 곡선상에서도 극저온 특유의 세레이션 현상이 발생하고 있어 파괴는 상당량의 소성변형을 겪은 후 도달하였음을 시사하고 있다. 결국, HN3강

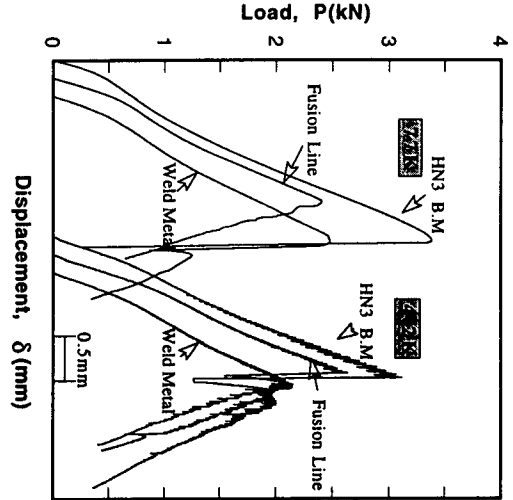


Fig. 5 Load-displacement curves obtained from base metal and different microstructures in GTA weldments of HN3 steel tested at 77k and 4.2K.

GTA용접부의 각 미세조직은 4.2K에서도 뛰어난 연성을 유지함을 알 수 있다.

Fig. 6은 HN3강 GTA 용접부의 각 미세조직을 대상으로 4.2K에서 SP실험을 행하여 얻은 파괴양상 및 파면사진이다. 먼저 거시적 파괴양상을 살펴보면, 4.2K에서도 균열의 개시는 두 조직 모두 상당량의 소성유동을 한 후 반구 정점부위로부터 멀리 떨어진 위치에서 원둘레 방향으로 전파하고 있어 연성적으로 파괴에 도달하였음을 알 수 있다. 특히 용접부의 미세조직중 가장 열악한 기계적 특성을 나타낼 것으로 추측되는 용융선시험편도 균열은 용융선을 기준으로 하여 HAZ측에서 개시하여 용접금속측으로 원주형으로 전파하고 있다. 그러나, 용융선시험편에서 관찰된 균열의 개시점은 용접금속 시험편에서 관찰된 것에 비해 반구 정점부위로부터 상당히 먼 거리의 위치에서 원주방향으로 균열이 진전하고 있고, 이는 용융선 시험편은 용접금속 시험편보다 많은 양의 소성변형을 겪은 후 파괴에 이르렀음을 의미하고 있다. 이상의 거시적 파면 관찰결과는 미시적 파면과 좋은 상관성을 보이고 있다. 즉, 4.2K에서도 두 조직 모두 전형적인 연성파면을 보이고 있으나, 파면형태 및 덩플의 반경에 차이를 보이고 있다. 하중-변위곡선상에서 가장 뛰어난 파괴거동을 보인 HN3강 모재의 파면은

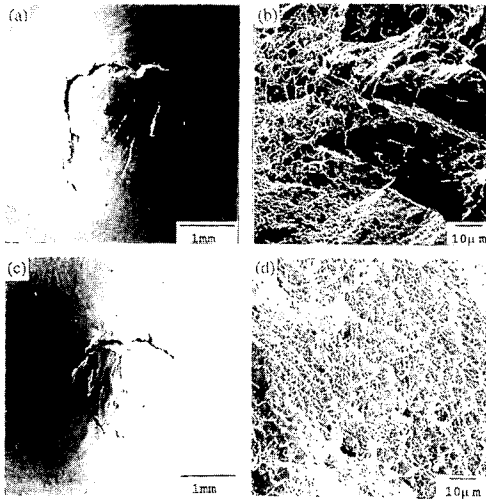


Fig. 6 SEM macro- and microfractographs obtained from different microstructures in GTA weldments of HN3 steel tested at 4.2K.
(a), (b) Fusion line (c), (d) Weld metal

Fig. 3에서 보인 바와 같이 10µm 이내의 덩플외에 매우 큰 덩플반경을 갖는 파면이 관찰되고 있다. 반면에 용융선 및 용접금속시험편의 파면상에 남아 있는 덩플의 반경은 대부분 약 5µm 이내의 것이 관찰되었다. 특히, Fig. 6 (b)의 용융선시험편의 파면은 연성의 덩플파면외에 입계파괴의 흔적이 혼재하고 있는 취화된 형태를 나타내고 있다. 이는 용접시 발생하는 고열에 의해 용접금속과 모재의 화학 성분이 서로 혼입되어 용융선 근방에 복잡한 조직을 생성시켰기 때문으로 생각된다. 그러나, 용융선 시험편에서 취화된 파면이 관찰되었음에도 불구하고 하중-변위곡선에서 관찰된 파괴특성은 용접금속보다 우수한 기계적 성질을 보이고 있는데, 이는 용융선 근방에 용융된 질소(N) 함유량에 기인한다고 생각된다. 질소는 고용 강화효과에 의해 저온에서 강도를 증대시키는 작용을 하기 때문이다.¹⁰⁾ 따라서, 용접시 열이력에 의해 용융선 부위가 열화된 조직으로 되었지만, 용접금속과 모재의 화학성분중 질소의 일부가 용융선 부위로 용입되어 파괴특성은 개선시켰을 것으로 추론된다. 그러나, 본 연구자가 다른 재료를 대상으로 용접부의 기계적 특성을 조사한 결과¹¹⁾에 의하면, 용융선 시험편에서의 균열은 용융선 중심에서 발생되었을 뿐만 아니라 용융선을 따라 파괴가 진행되어 파괴

특성이 현저히 저하된 것도 관찰되었다. 결국 용융선 부위와 같은 국소부위의 파괴특성에 대한 보다 신뢰성있는 데이터를 얻기 위해서는 금후 이를 정량화할 수 있는 시험법 또는 데이터 해석방법의 개발이 요망된다.

Fig. 7은 HN3강 모재와 GTA 용접부의 각 미세조직을 대상으로 SP실험을 행하여 얻은 E_{SP}의 온도 의존성을 나타낸것이다. HN3강 모재는 모든 시험 온도에 있어 용접부의 각 미세조직으로부터 얻은 E_{SP}에 비해 상당히 높은 값을 보이고 있다. 특히 여기에서 주목할만한 점은 용융선 시험편에서 얻어진 E_{SP}값이다. 용융선 시험편의 파면은 상당히 열화된 파면을 보임을 전술하였다. 그럼에도 불구하고 용융선 시험편의 E_{SP}값은 모든 시험온도에 있어 용접금속의 E_{SP}값보다 높은 측에 위치하고 있다. 이는 전술한 바와 같이 용접 열에 의해 용융선 부위의 파면은 취화된 조직을 나타내었지만, 용융선 부위에 질소가 용입되어 파괴강도를 개선시킨 결과로 추론된다.

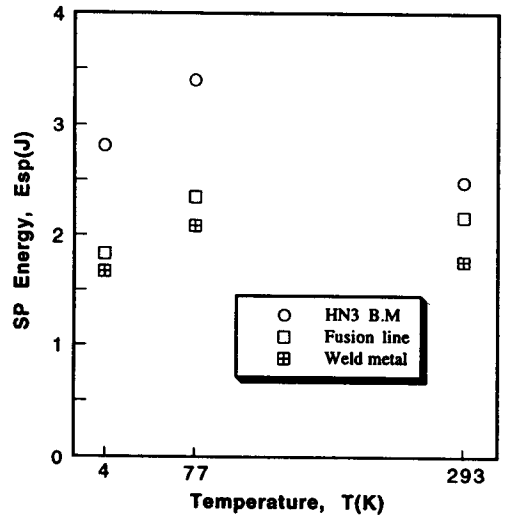


Fig. 7 Temperature dependence of SP energy obtained from base metal and different microstructures in GTA weldments of HN3 steel.

3.2 기계적성질의 저하 원인에 대한 고찰

3.2.1 조직관찰 결과

Fig. 8은 각 시료중 대표적인 조직관찰 결과를 나

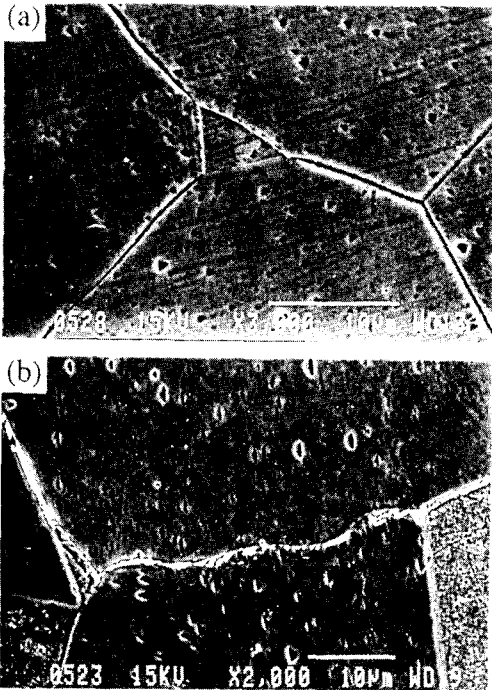


Fig. 8 SEM photographs obtained from heat treated specimens of HN3 steel etched with vilella solution. (a) 650°C-5h (b) 700°C-5h

타낸 것이다. 조직 사진을 살펴보면, 비교적 저온에서의 열처리재인 650°C-5h재에서는 탄화물로 생각되는 입계 석출물이 약간 보이고 있다. 그러나, 열처리 온도가 증가함에 따라 입계에는 구상 석출물이 점차 증가되고 있고, 700°C-5h재에서는 구상 석출물이 성장하여 서로 연결된 형태를 보이고 있다. 이상의 관찰로부터 HN3 모재에 대한 열처리온도와 시간의 증가는 입계 석출물의 양을 증가시켜 입계 결합력을 저하시키는 직접적인 원인으로 되고, 이 때문에 고온 및 장시간 열처리재를 대상으로 전술의 SP시험으로부터 얻어진 파면이 연성에서 취성으로 천이되었다고 사료된다. 일반적으로 오스테나이트계 스테인레스강의 예민화는 입계에 석출된 탄화물(carbides)이나 질화물(nitrides)에 의한다고 보고되고 있다.¹²⁾ 본 연구에 사용된 시료도 일종의 오스테나이트계 스테인레스강이므로 열처리에 따른 예민화도 이상의 석출물 거동과 밀접한 관계가 있을 것으로 사료된다.

3. 2. 2 XRD 분석결과

Fig. 9는 각각 예민화 온도역인 700°C와 800°C에서 5시간 열처리된 HN3강으로부터 얻은 XRD 분석 결과이다. 700°C-5h 및 800°C-5h 열처리재 모두 $M_{23}C_6$ 의 탄화물만이 석출되어 있고, 질화물인 Cr_2N 은 관찰되지 않고 있다. 따라서, 예민화 온도역에서 열처리된 HN3 강은 입계에 탄화물인 $M_{23}C_6$ 이 석출되어 SP시험에 의해 얻어진 기계적 성질이 현저히 저하됨을 알 수 있다. 이같은 결과는 핵 용합로의 구조재료로 개발된 다른 강에서 얻어진 결과, 즉 기계적 성질의 저하원인은 $M_{23}C_6$ 와 Cr_2N 의 복잡한 양상의 석출에 의해 야기된다는 것¹³⁾과는 다소 다른 결과를 나타내고 있어 금후 HN3강을 사용한 구조물 설계시 안전성을 확보하기 위해서는 예민화에 따른 석출물거동에 대한 상세한 연구가 필요할 것으로 생각된다.

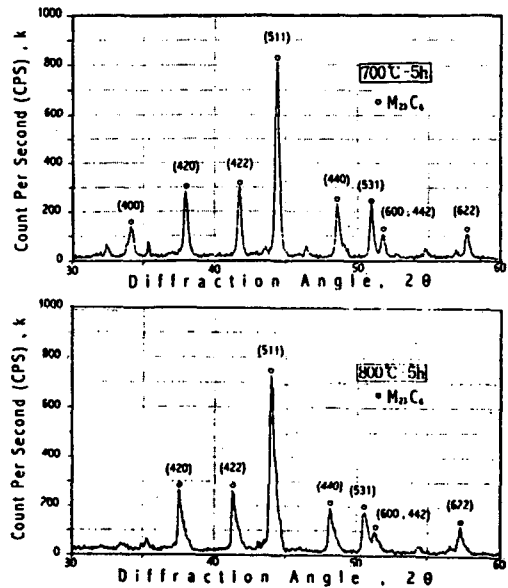


Fig. 9 X-ray diffraction (XRD) traces obtained from the 700°C-5h and the 800°C-5h heat treated specimens of the forged steel HN3.

4. 결 론

차세대 운수, 교통 및 에너지개발을 위한 구조재료로 사용되기 위해 개발된 고질소계 강인 HN3 모재의 예민화 열처리재 및 GTA용접재의 기

계적 성질을 평가하기 위해 미소 시험편을 이용하는 SP실험을 실시하였다. 또한, 열처리에 따른 기계적 성질의 저하원인을 살펴보기 위해 조직관찰 및 XRD 시험을 실시하여 다음의 결론을 얻었다.

(1) 열처리 온도와 시간의 증가에 따라 HN3 모재는 하중-변위곡선상의 최대하중 및 최대하중까지의 변위량이 현격히 저하되었다.

(2) HN3강 GTA용접부의 용접금속은 모재, HAZ 그리고 용융선부위보다 낮은 기계적성질을 나타내었고, 용융선 근방의 HAZ의 미시적 파면은 다른 조직에서 관찰된 것 보다 취화된 특성을 보였다.

(3) XRD 분석결과 및 조직관찰에 의해 HN3 예민화 열처리재의 기계적성질 저하원인은 입계에 석출된 탄화물에 의해 입계결합도가 저하된 결과임을 알았다.

(4) SP시험법 및 XRD분석을 이용하여 고질소계 강인 HN3 모재와 예민화재의 파괴특성 및 기계적성질 저하원인을 탐색할 수 있었다.

참 고 문 헌

1. 飯田嘉宏 : エネルギー-變換技術の將來展望, 日本機械學會誌, Vol. 95, No. 886, (1992), pp. 774-778
2. 緒形俊夫 : 極低溫利用技術の最近の動向, 溶接學會誌, 第64卷, 第3號, (1995), pp. 16 6-167
3. JET Team : Fusion Energy Production from a Deuterium-Tritium Plasma in the JET Tokamak, Nuclear Fusion, Vol. 32, No. 2, (1992), pp. 187-202
4. 三浦 實, 小用和博 : ステンレス鋼の進歩と 溶接, 溶接學會誌, 第57卷, 第6號, (1998), pp. 421-426
5. 緒形俊夫 : II-1 極低溫金屬系構造材料, 低溫工學, 第26卷, 第1號, (1991), pp. 18-29
6. JAERI-M(88-172) : Recommended Practice for Small Punch (SP) Testing of Metallic Materials (Draft), Japan Atomic Energy Research Institute, (1998), pp. 1-20
7. 李鶴烈 : 金屬腐蝕工學, 연경출판사, (1990), p. 246
8. Z. S. Basinski : The Instability of Plastic Flow of Metals at Very Low Temperature, Proceedings of The Royal Society, Vol. 240, No. 1220, (1957), pp. 22 9-242
9. 福島英二, 後藤 昭 : 極低溫における各種金屬, 合金のセレ-ション變形, 日本金屬學會誌, 第39卷, 第2號, (1975), pp. 182-187
10. 大和久重雄 : 鋼のおはなし, 日本規格協會, (1984), p. 16
11. 권일현, 橋田俊之, 정세희 : 소형 시험편에 의한 극저온 구조용강 JN1의 용접부 및 열처리재의 기계적성질 평가, 한국재료학회지, 제6권, 제9호, (1996), pp. 905-918
12. J. W. Simmons, D. G. Atteridge and J. C. Rawers : Sensitization of High-Nitrogen Austenitic Stainless Steels by Dichromium Nitride Precipitation, Corrosion, Vol. 50, No. 7, (1994), pp. 491-501
13. 권일현, 정세희 : 핵 융합로 구조재료의 예민화 열처리에 따른 극저온 파괴거동 및 분극특성, 대한기계학회논문집, 제22권, 제2호, (1998), pp. 311-320