

研究論文

Ni-Cr-Fe 및 Ni-Fe-Cr-Mo계 합금의 용접부 균열특성에 관한 연구

Part II : 열영향부의 액화균열

金熙峯* · 李昌禧**

A Study on the Cracking Behavior in the Welds of Ni-Cr-Fe and Ni-Fe-Cr-Mo Alloys

Part II : Liquation Cracking in the HAZ

H. B. Kim* and C. H. Lee**

Key Words : Liquation Cracking(액화균열), Ni Base Alloy(내열합금), Weld Metal HAZ(용접열영향부), Base Metal HAZ(모재열영향부), Eutectic Phase(공정상), Segregation(편석)

Abstract

This study has evaluated the liquation cracking behavior in the heat affected zone of several Ni base superalloys(Incoloy 825, Inconel 718 and Inconel 600). 304 and 310S austenitic stainless steels were also included for comparison. In addition, the mechanism of liquation cracking in the HAZ was postulated based on the extensive microstructural examinations with SEM, EDAX and TEM.

The liquation cracking resistance of Ni base alloys was found to be far inferior to that of austenitic stainless steels. The liquation cracking of Incoloy 825 and Inconel 718 was believed to be closely related with the Laves-austenite (Ti rich in 825 and Nb rich in 718) and MC-austenitic eutectic phases formed along the grain boundaries by constitutional liquation and incipient melting under rapid welding thermal contraction. Further, liquation cracking resistance of the HAZ was dependent not only upon the type and amount of low melting phases but also on the grain size.

* 1997년 1월 8일 접수

* 학생회원, 한양대학교 금속공학과, 철강공정 및 응용 연구소

** 정회원, 한양대학교 금속공학과, 철강공정 및 응용 연구소

1. 서론

Ni계 합금은 일반적으로 저합금강이나 스테인레스강보다 고온에 대한 저항성이 크다. 그리고, 높은 내산화성 및 모든 환경에서의 우수한 내식성을 가짐과 동시에 고온 및 저온에서의 강도도 우수하다. 모든 Ni기지 합금에는 강도 또는 내식성을 위해 Al, Ti, Nb, Mo, W 등이 미량 함유되어 있다. 그리고 Cr은 Ni과 복합적으로 작용하여 내산화성을 높여준다.

Inconel 600(이하 600으로 표기)은 Ni계 합금의 가장 표준적인 구조재료로써 약 15%Cr 및 8%Fe에 소량의 Ti, Si, Mn를 함유하고 있는 Ni-Cr-Fe의 3원계 합금이다. 이 합금은 넓은 온도구간에서 안정한 오스테나이트 기지상에 약간의 Ti 탄화물 혹은 Cr 탄화물을 가지고 있고 이들이 고온강도 향상에 기여한다.

Ni-Fe-Cr-Mo 합금은 Ni-Cr-Fe 합금과 달리 적절한 열처리에 의하여 2차상 석출을 돕기 위해 Al, Ti 또는 Nb등을 함유한다. γ' , γ'' 과 같은 석출물은 재료의 강도와 경도를 높여준다. 대부분의 Ni-Fe 기지 합금은 Al 및 Ti에 의한 Ni₃Al 혹은 Ni₃Ti의 γ' 에 의해 강화되나, Inconel 718(이하 718로 표기)은 Nb을 Al과 Ti보다 많이 첨가함으로써 형성되는 Ni₃Nb(γ') 석출물에 의하여 강화된 합금이다. 이러한 합금은 대부분의 경우 용접성이 좋지만, 만약 Nb이 석출하여 응고중 저융점 Laves상을 석출하면 균열감수성은 높다고 알려져 있다.¹⁾

Incoloy 825(이하 825로 표기)는 Cu, Ti을 포함하는 Ni-Fe-Cr-Mo계 합금으로써 황산, 인산 및 황을 포함하는 연료가스에 전면 및 국부 내부식성이 강한 합금이다. 그리고 이 합금은 환원 및 산화성 분위기에 상관없이 용접부에서의 입계부식 및 응력부식균열에 강하다고 알려져 있다.^{2,3)}

이러한 Ni계 합금의 용접시 특별한 경우를 제외하고는 오스테나이트계 스테인레스강의 용접과 비슷한 방법을 사용한다. 그 이유는 용접, 열팽창계수 및 열전도가 오스테나이트강과 유사하기 때문이다.⁴⁾

Ni계 합금과 같은 high alloy의 용접특성에 관한 연구는 구미 등에서는 지난 80년대 초부터 많은 연구가 진행되고⁵⁻¹⁸⁾ 있으며, 이들의 용접부에서 가

장 큰 문제는 용융금속의 응고 도중에 발생하는 응고균열과 열영향부에서의 액화균열이며, 이들은 대부분 결정립계에 편석된 특정원소들에 의한 저융점상 형성이 주요 원인으로 알려져 있다.^{12,13)} 저융점상의 종류는 상당히 많으며 이는 화학성분에 의해 결정되어지고, 그 양은 화학성분 뿐만 아니라 용접조건에도 의존한다고 알려져 있다.^{15,16)}

열영향부는 급격한 가열 및 냉각사이클 뿐만 아니라, 입열의 불균일과 전체 용접부의 경직성으로 인하여 구속응력을 받는다. 이와같은 응력 및 열사이클이 열영향부에서 액화균열을 일으키는 원인으로 작용한다. 용접부 가까이에서 작용하는 응력이 가장 크며, incipient melting¹⁷⁾ 및 저융점 석출물과 기지조직 간에 형성된 조성적 액화(constitutional liquation)에 의해 형성된 액막이 결정립계를 취화시키고 이러한 구속응력이 취화된 결정립계에 작용하면 균열을 쉽게 발생시킬 수 있다.^{18,19)} 이와 같은 현상은 완전한 용융이 일어난 용융부와 모재에서는 발견되지 않는다.

일반적으로 Ni계 합금에서는 스테인레스강의 고온균열의 주 원소인 S, P가 극히 미량으로 제한되어 있다. 어떤 경우 국부적인 결정립 계면의 액상은 고온 가공성 향상을 위해 첨가하는 원소에 의해 생성되는 미세조직에 의하여 자주 발생한다. 이러한 것으로는 borides, carbides와 같은 것이 있으며 Ni계 초합금의 기계적 성질이나 가공성을 향상시킬 목적으로 첨가되는 원소들이 고온균열을 방지하는데 악영향을 미칠 수 있다. 그러므로 Ni계 초합금의 용접에서 고온균열을 해결하는 데는 어려움이 따른다.

따라서 본 연구에서는 825의 용접 열영향부에서의 액화균열 특성을 파악하고 세밀한 조직검사를 통하여 균열의 생성 원인을 유추하고자 했으며 다른 Ni계 합금인 600 및 718과 균열감수성을 비교하였다.

2. 재료 및 실험방법

2.1 시험재

본 연구에 사용한 재료는 Ni-Cr-Fe계 Inconel 600과 Ni-Cr-Fe-Mo계인 Incoloy 825 및 Inconel

Table 1. Chemistry of the materials evaluated. (wt%)

Type	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	Ti	Al	Fe	Cu	P	S	Ni	Remark
310S	0.041	0.680	1.02	23.55	0.07	Tr	Tr	Tr	bal	Tr	0.023	0.0200	18.25	Stainless
304	0.040	0.610	1.05	18.05	0.14	Tr	Tr	Tr	bal	Tr	0.026	0.0200	8.25	Stainless
Inconel 600	0.055	0.170	Tr	16.24	Tr	Tr	Tr	Tr	7.10	0.36	0.007	0.0014	bal	Ni base
Inconel 718	0.033	0.055	Tr	19.00	3.32	5.19	1.00	0.65	17.04	0.18	0.003	0.0010	bal	Ni base
Incoloy 825	0.011	0.052	0.39	24.02	3.33	Tr	1.20	0.27	28.01	1.91	0.015	0.0005	bal	Ni base

718이며, 이들 Ni계 합금과의 균열특성을 비교하고자 304 및 310S 오스테나이트 스테인레스강(이하 304, 310S로 표기)도 사용하였다. 시험재의 화학성분은 Table 1에 나타내었다.

2.2 실험방법

본 연구에 사용된 균열장치는 external load 형태의 Multi-Cracker로써, 이는 전세계적으로 가장 많이 사용하는 굽힘형태(bending type)의 시험방법인 Vastrestraint²¹⁾ 및 인장형태(tensile type) 고온균열 시험인 Sigmajig방법²²⁾의 장점을 보완하여 두가지 시험을 할 수 있도록 연구자에 의해 자체 제작된 장치이다.^{19, 20)}

굽힘형태의 실험방법 및 시편의 형상을 Fig. 1에 간단하게 나타내었다. 시험에 사용된 시편은 그림에 나타난 바와 같이 40mm(W) × 130mm(L) × thickness이며 굽힘변형을 가할때 시편의 표면에 인장응력이 작용하지 않도록 시편 양끝 고정부에 홈(slot)을 가공하였다.

가공된 시편을 장착대에 설치된 pin에 삽입시킨 다음 clamp로 시편이 용접시에 움직이지 않을 정도로 고정후 시편 중심부에서 약간 떨어진 부위에 시편 길이 방향으로 GTAW 방법으로 첫번째 용접한 후(first bead), 시험용접(test bead)은 시편의 온도가 상온에 도달한 후 첫번째 용접부위를 30% 정도 겹치도록 시편의 중앙선을 따라 용접을 실시한다. 용접중 토치끝의 위치가 시편 하부에 위치한 bending block의 중심부위를 약간 지나칠때(즉, 용융지의 고-액계면이 block의 중심부에 도달했을 때) 유압을 이용하여 block을 빠르게 상승시켜 응고하는 용접부위에 굽힘변형을 부가하면 Fig. 1의

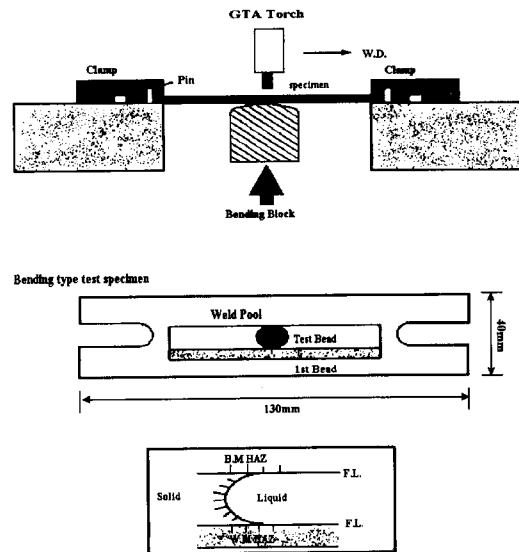


Fig. 1 Schematic representation of Multi-Cracker tester and specimens

하단에 보여준 것과 같이 용착금속 뿐아니라 모재 열영향부 및 첫번째 용접부의 열영향부에 균열이 발생한다. 표면에 부가된 변형량은 반경이 다른 bending block을 사용하여 변화시켰으며, 변형량은 block의 반경과 아래의 상관관계를 가지고 있다.

$$\varepsilon = t/2R$$

ε : 변형량

t : 시편의 두께

R : block의 반경

본 실험에 사용한 변형량은 0~4.5% 이었으며, 각 변형량에서 각각 3개의 시편을 실험하였다. 사

용된 용접조건은 용입이 시험편 두께의 약 1/2정도가 되는 조건(전류: 80A, 용접속도: 500mm/min, Ar 보조가스: 20 l/min, arc distance: 2mm)을 사용하였다. 균열시험후 표면을 저배율 광학현미경을 사용하여 용접열영향부(weld metal HAZ) 및 모재열영향부(base metal HAZ)에서의 최대 균열길이(maximum crack length, MCL) 및 총 균열길이(total crack length, TCL)를 측정하여 주어진 변형량에서의 재료간의 고온균열 특성을 비교하였다.

재료의 균열특성과 조직적인 특성과의 상관관계를 고찰하기 위하여 시험편의 일부를 선택하여 연마 및 부식(glycerin용액) 시킨 후 광학현미경(OLM), 주사전자현미경(SEM/EDAX)을 이용하여 일반적인 조직관찰과 균열부위, 파단면 및 결정립계에서의 특정원소의 편석상태를 파악하였다. 그리고 용착부에 형성된 상의 화학성분 및 형태를 파악하기 위하여 박막시편 및 carbon replica를 용접표면에서 채취하여 투과전자현미경(TEM/EDAX)을 사용하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 용접열영향부(weld metal HAZ)

용접열영향부에서의 균열은 다층용접부(multipass weld)에서 먼저 용접된 용착금속이 후속용접에 의하여 열영향을 받을때나, 결합이 있는 용접부를 완전히 제거하지않은 상태에서 보수용접할 경우에 발생한다.

Fig. 2에는 용접열영향부에서의 변형량 변화에 따른 재료간 균열감수성 변화를 비교하고 있다. 먼저 균열을 발생시키는데 필요한 최소변형량인 임계변형량(threshold strain)을 보면 304의 경우 2.3%로 가장 높고 그 다음으로 1%의 310S, 0.6%의 600, 그리고 825 및 718의 경우 본 연구에서 사용한 가장 낮은 변형량인 0.3%에서도 상대적으로 큰 균열을 보여주고 있어, 825 및 718은 가장 민감한 용접열영향부 균열 감수성을 보유하고 있다.

주어진 변형량에서 약간의 정도차이는 있으나 MCL 및 TCL 모두 304가 가장 작은 값을 보여주고 있으며 그 다음으로 310S, 600, 825 및 718의 순으로 나타나 Ni계 합금이 스테인레스강 보다 큰 균열

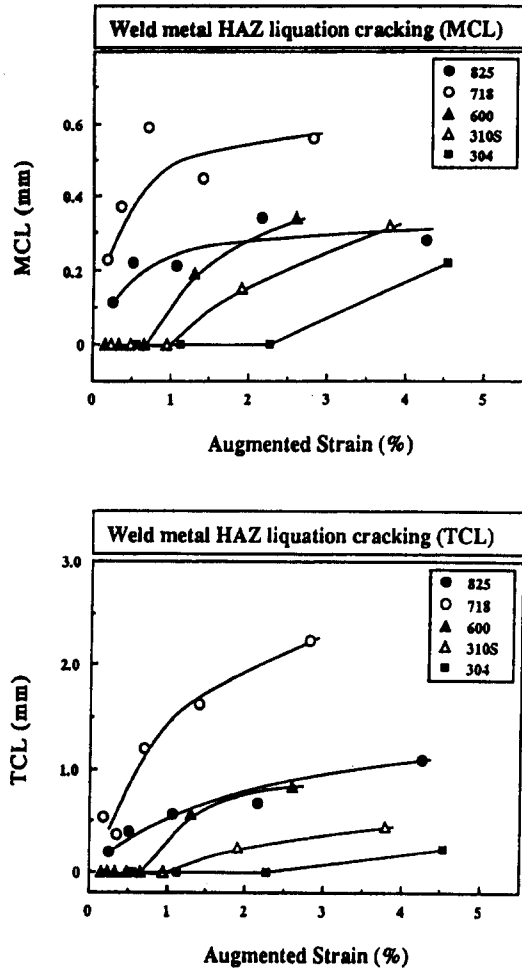


Fig. 2 Comparison of weld metal HAZ liquation cracking susceptibility of alloys.

감수성을 보여주고 있다. 한편 이들 재료의 용착금속에서의 응고균열 감수성²³⁾과 비교해 볼때 유사한 경향을 보여주고 있어 용접열영향부의 액화균열은 열영향을 받기전 용착금속의 응고조직에 민감하다는 것을 예측할 수 있다.

3.2 모재열영향부(base metal HAZ)

Fig. 3에는 모재열영향부에서의 액화균열 감수성을 비교하고 있다. 이 지역에서도 용접열영향부와 마찬가지로 재료별 균열 감수성 차이가 뚜렷이

나타나고 있다. 하지만 용접열영향부와 비교해볼 때 균열발생에 필요한 최소 임계변형량이 전반적으로 상승된 것을 관찰할 수 있어, 용접열영향부에서의 균열이 모재열영향부 보다 더 쉽게 형성함을 알 수 있다. 즉 310S 및 600의 경우 같은 임계변형량을 보여주지만, 균열 감수성이 가장 낮은 304의 경우 4.5%의 변형량 하에서도 균열이 발생하지 않으며, 825 및 718의 경우 0.3 및 0.5%로 상승하였다. 특히, 825는 용접열영향부의 경우 600에 비해 균열감수성이 높았으나 (낮은 임계응력과 작은 MCL 및 TCL), 모재열영향부에서는 600의 균열감수성이 높음을 알 수가 있다. 모재열영향부에서의

균열감수성 정도는 718, 600, 825, 310S 및 304의 순서로 감소하고 있다.

3.3 조직특성

3.3.1 용접열영향부

용접열영향부에서의 균열은 다층용접부에서 먼저 용접된 용착금속이 후속용접에 의하여 열영향을 받을 때 주로 발생한다. 용접열영향부에서는 모재열영향부와는 달리 선행 용접부의 용융금속이 응고할때 형성된 편석 및 저용점상이 균열에 직접 관계하므로 모재열영향부 보다 균열 감수성이 상대적으로 높고, 균열에 관련된 조직 및 상(phase)이 용착금속과 유사할 것으로 예상할 수 있다.

Fig. 4에는 825의 용접열영향부에서 관찰된 전형적인 액화균열을 나타내고 있다. 동일한 응고조직 때문에 용접선(fusion line)의 구분이 명확하지 않아 점선으로 표시했다. 점선의 하부는 두번째 용접부위이고 상부는 second pass에 의해 열영향을 받은 첫번째 용접부위이다.

용접열영향부에서의 균열은 용융부에서의 균열²⁰⁾과 동일한 형태임을 알 수가 있고 용융부의 응고결정립은 열영향부 결정립의 epitaxial 성장에 의해 이루어지므로 일부 균열은 용융부위의 균열과 연결되어 있음을 관찰할 수 있다. 용접열영향부의 조직은 용융부 응고조직이 재가열되므로써 응고시 형성된 석출물이 용접열 cycle에 의한 조성적 액화반응^{18, 19)}에 의해 결정립계를 따라 저용점 액상을 형성하여 균열을 유발시킨 후, 잔존액상들이 재응고될 때 형성된 석출물이다. 형태는 용융부에서 관찰된 상들과 동일할 것으로 예측할 수 있다. 이러한 사실은 Fig. 4에서 보여주는 균열부위 및 결정립계에 연속적으로 존재하는 석출물과 이들의 원소 mapping으로부터 자세히 알 수 있고, 그 결과로부터 Ti, Mo를 많이 함유하는 상이 균열발생에 직접적으로 관련되었다는 것을 예측할 수 있다. 석출물의 화학성분은 Fig. 5에 주어진 바와 같이 용융부에서 관찰된 것²¹⁾과 유사한 Laves, MC-오스테나이트 공정석출물임을 알 수 있다. 한편, 열영향부에서는 P가 결정립계 석출물에 편석되어 있어 P에 의한 용점 강하도 균열감수성에 관여했음을 추측할 수 있다.

Fig. 6에는 718의 용접열영향부에서 관찰된 균열

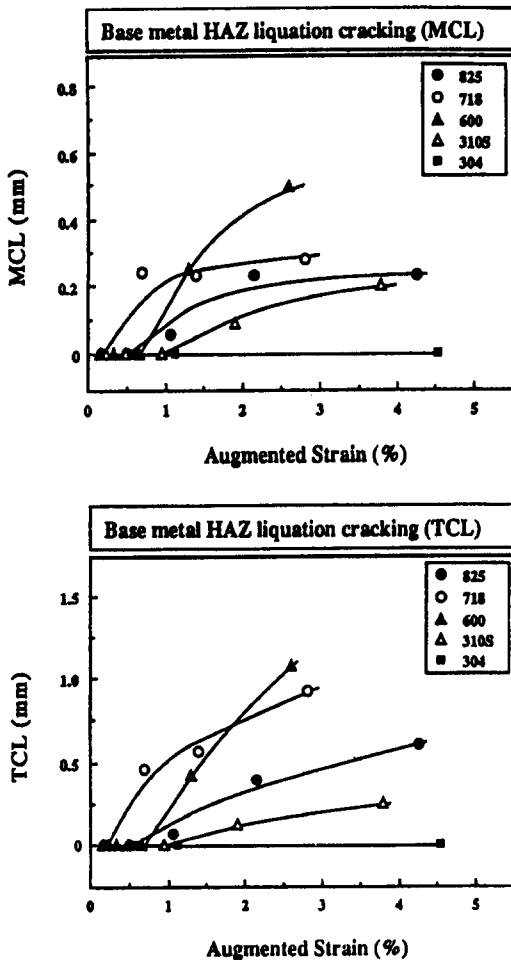


Fig. 3 Comparison of base metal HAZ liquation cracking susceptibility of alloys.

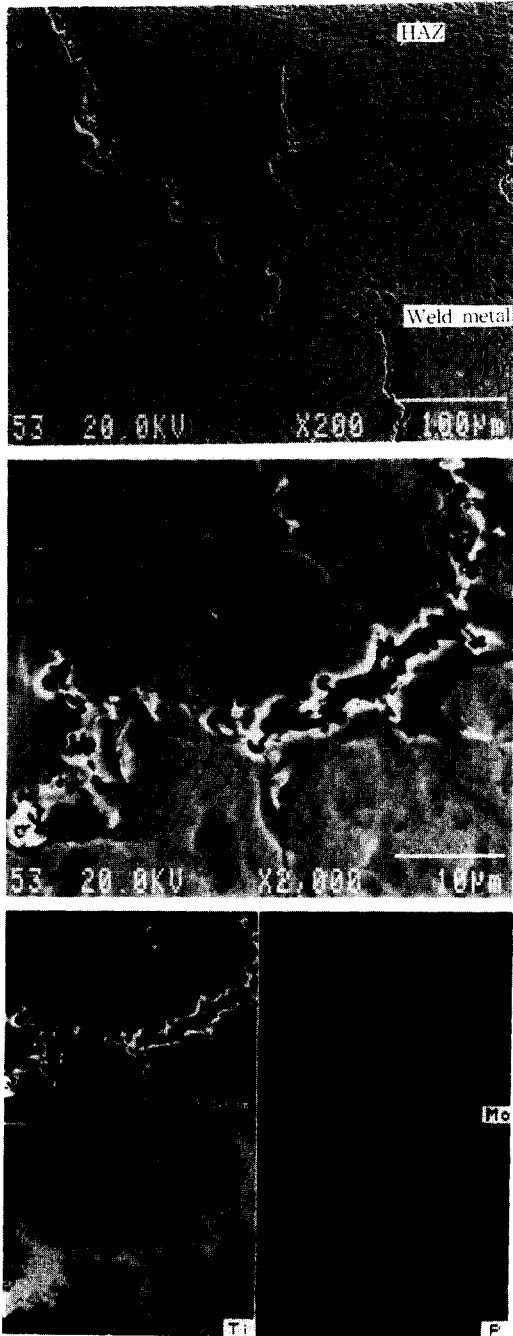
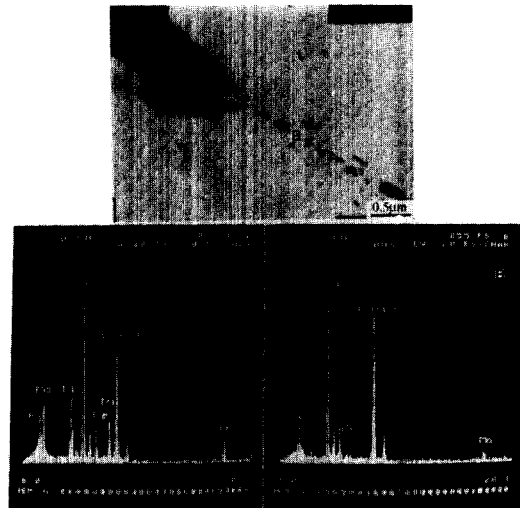


Fig. 4 Typical weld metal HAZ crack in Incoloy 825 and X-ray elemental mapping around crack.

과 그 주위에서의 원소 mapping을 보여주는데, 825 용접열영향부의 경우와 유사하게 Laves 및 MC의 오스테나이트와의 공정상이 균열 주위에 관찰되고 있다. 600의 용접열영향부에서의 균열도 718 및 825와 유사한 균열을 보여주었고, 원소 mapping 및 TEM 관찰 결과 용착금속의 응고시 결정립계에 형성된 적은량의 MC탄화물과 Ni을 다량 포함하고 있는 phosphide가 matrix계면과 용접열 cycle에 의하여 조성적 액화 반응을 일으켜 액막이 용융지의 응고 수축응력에 의하여 균열을 유발시킨후 잔류하고 있던 액상은 재응고하여 용융부의 조직과 유사한 결과를 보여주었다²³⁾.



P : 5.341%	Mo : 15.000%
Mo : 20.532%	Ti : 69.154%
Ti : 12.542%	Cr : 15.560%
Cr : 41.319%	Fe : 0.189%
Fe : 8.661%	Ni : 0.476%
Ni : 8.661%	

Fig. 5 Laves and MC type carbides in Incoloy 825 weld metal HAZ.

3.3.2 모재열영향부

825에서 관찰된 전형적인 모재열영향부에서의 액화균열은 Fig. 7에서 보이는 바와 같이 균열은 부분용융이 일어난 지역 (partially melted zone)의 결정립계를 따라 용접선에 수직방향으로 발생한

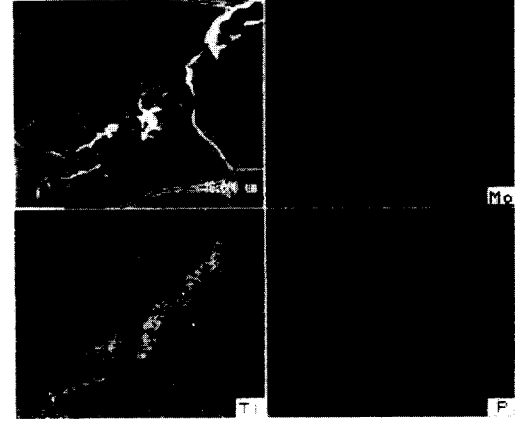
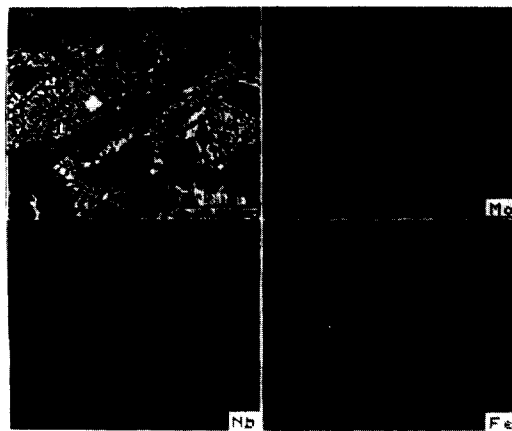
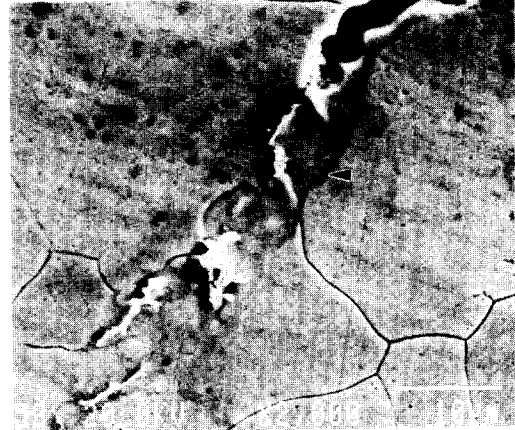
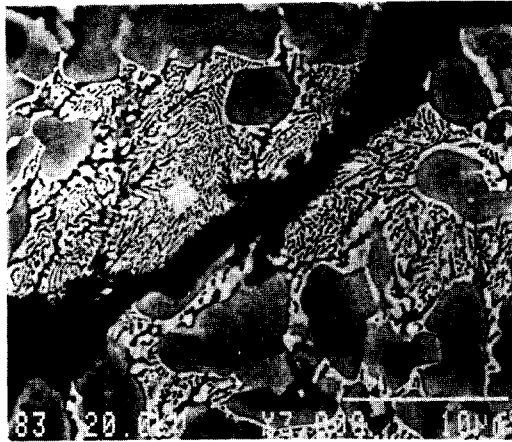
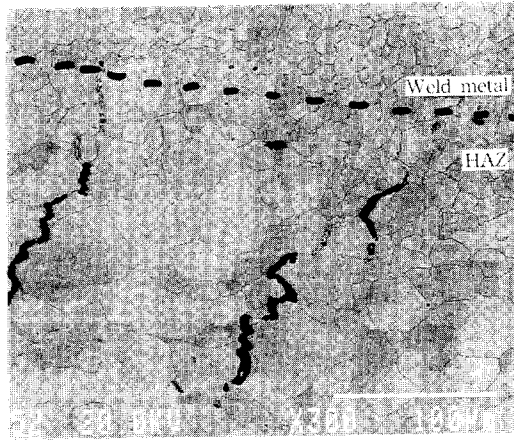
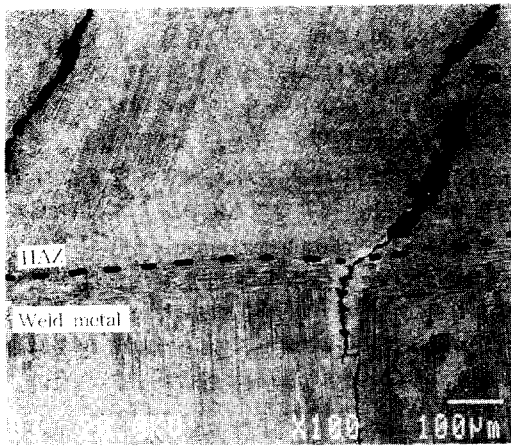


Fig. 6 Typical weld metal HAZ crack in Inconel 718 and X-ray elemental mapping around crack.

Fig. 7 Typical base metal HAZ crack in Inconel 825 and X-ray elemental mapping around crack.

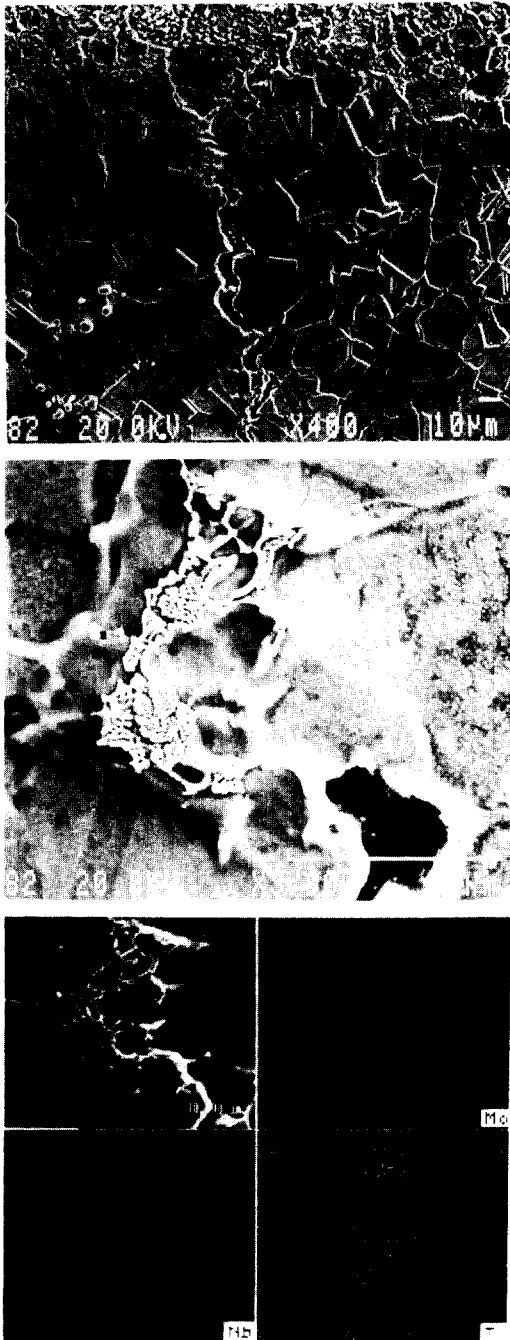


Fig. 8 Typical base metal HAZ crack in Inconel 718 and X-ray elemental mapping around crack.

것을 알 수 있다. 용융이 형성한 증거는 화살표로 표시된 것과 같이 용융이 일어나지 않은 결정립계에 비해 넓어진 것으로 알 수 있다. 가열 중에 용융이 발생되고 냉각시 재응고된 결정립계에는 작은 양이지만 용융부 및 용접열영향부에서 관찰된 상과 유사한 석출물을 발견할 수 있는데, 이들은 Ti, Mo 및 작은량의 P가 편석된 것임을 알 수가 있다. 성분분석 결과로부터 이들은 TiC 혹은 Laves와 TiC의 혼합물임을 예측할 수 있다.

718의 경우에도 825와 마찬가지로 균열은 부분 용융이 형성된 결정립계를 따라 형성된 것을 Fig. 8에서 알 수 있다. 부분용융된 지역의 크기는 825보다 넓고 크므로 더 많은량의 편석 및 조성적 반응이 일어났음을 추측할 수 있다. 이들은 용접 열영향부와 동일하게 Ni, Cr, Nb, Fe를 함유하고 있는 Laves상이다 (Fig. 9). 그리고 TEM시편에서는 관찰되지는 않았지만 Nb이 주성분인 MC 탄화물도 존재하리라 예상된다.

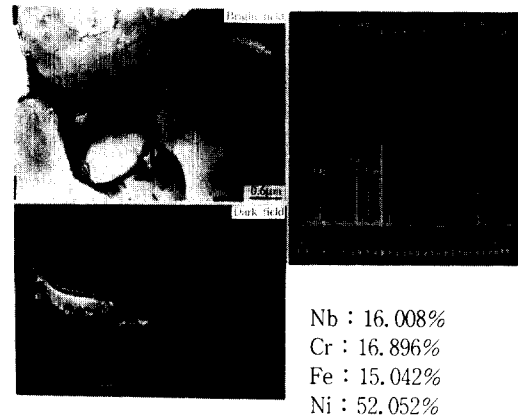


Fig. 9 Laves phase found in Inconel 718 base metal HAZ.

모재열영향부에서의 부분용융은 Fig. 10에서 보여 주듯이 Nb이 심하게 편석되어 있는 결정립계가 용접열에 의하여 단순한 용융을 유발시킨 incipient melting²²⁾과 NbC 탄화물과 오스테나이트 기지조직 계면에서의 조성적반응(화살표)에 의하여 액상이 발생한 것을 관찰할 수 있다. 용융지역은 균열이 발생하지 않으면 냉각시 재응고할때 결정립계 중심지역에서 Laves-오스테나이트 혹은



Fig. 10 Constitutional liquation at carbide-austenite matrix interphase boundary.

NbC-오스테나이트 저융점 공정상을 형성하면서 응고를 마무리 짓는 것을 관찰 할 수 있다.

3.4 균열기구

모재 및 용접열영향부에서의 균열은 집중적으로 부분용융이 발생한 용접선 주위에서 일어났으며, 이는 연속적 혹은 비연속적으로 액상이 존재하는 결정립계를 따라 발생하였다. 그러므로 열영향부에서의 균열발생의 전제조건은 용융부의 응고균열과 유사하게 결정립계에 액상이 존재하여야 한다는 것이다. 균열 발생에 필요한 응력은 물론 열영향부와 인접해 있는 용융부가 응고시 발생하는 수축응력이다.

결정립계에 액상이 발생하는 기구로는 여러가지가 있는 것으로 알려져 있지만, 그중에서도 본 실험에서 관찰된 것으로는 조성적 액화와 Incipient

melting 현상이다. 조성적 액화는 용접 특유의 금 가열시 탄화물, Laves 등의 석출물과 기지조직과의 경계면에서 공정반응에 의해 액상을 형성시킨다는 것이다. 이것은 Ni계 합금인 825, 718 및 600의 용접열영향부에서 MC 및 Laves 주위에서 발생하는 것으로 나타나고 있으며, 모재열영향부의 경우는 718에서 뚜렷하게 나타나 있었고, 825 및 600에서는 뚜렷하지는 않았으나 성분분석 결과로부터 예측할 수 있었다. 한편 Incipient melting은 국부적인 편석에 의하여 용점이 낮아진 부위가 용접열에 의하여 용융이 발생하는 것이다. 순수한 재료를 제외한 일반적인 상업적 합금은 제조과정 중 열처리, 압연 등에 의하여 결정립계에 원소들이 편석되어 결정립계의 용점이 결정립 내부보다 낮은 것이 통례이다. 그러므로 결정립계는 용접시 가열되면 기지조직보다 낮은 온도에서 용융된다. 718의 열영향부에서 825 및 600에 비하여 균열이 심한 것은 열영향부에서 조성적액화 및 incipient melting에 의하여 결정립계를 따라 연속적으로 액화가 발생했기 때문으로 사료된다.

그러므로 Ni계 합금의 열영향부에서의 액화균열은 용접열 cycle시 편석에 의해 용점이 저하된 결정립계의 incipient melting 및 저융점상(Laves) 또는 탄화물(MC)이 모재와의 계면에서의 조성적액화에 의해 형성된 공정액상에 의해 취약해진 결정립계가 용융부의 응고시 발생하는 수축응력을 견디지 못할 때 발생하는 것으로 사료된다.

4. 결 론

1. 열영향부의 균열발생은 저융점상 및 석출물(MC 탄화물, Laves, phosphide)이 기지조직과의 계면에서 용접열 cycle에 의하여 조성적액화(constitutional liquation) 및 incipient melting을 일으켜서 결정립을 액화시키는 것이 주요 원인이다.

2. 용접열영향부에서의 균열감수성이 모재열영향부보다 큰 것은 상대적으로 많은 저융점상이 존재하고, 결정립 크기가 모재에 비해 조대하기 때문에 단위 면적당 석출물 및 편석농도가 높아 액상이 연속적으로 존재하여 균열 발생에 필요한 임계응력이 낮아진 때문이다.

참 고 문 헌

1. W. F. Smith, Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill Inc. (1993).
2. Incoloy alloy 825, Bulletin, Inco Alloys International, Inc., (1987)
3. C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel, Superalloys II, John Wiley & Sons, Pub.
4. Welding Nickel Alloys, Bulletin, Inco Alloys International, Inc., (1989).
5. T. J. Kelley, Welding Journal, Vol. 69, No 11, (1990), pp. 422s.
6. M. J. Cieslak, T. J. Headley and A. D. Romig., Metallurgical Transactions A, Vol. 17A, No. 11, (1986), pp. 2035.
7. A. C. Lingenfelter, Welding Journal, Vol. 51, No. 9, (1972), pp. 430s
8. J. A. Brooks and R. W. Krenzer, Welding Journal, Vol. 23, No. 6, (1974), pp. 242s.
9. H. Yoshimura and K. Winterton, Welding Journal, Vol. 51, No. 3, (1972), pp. 132s.
10. J. A. Brooks, Welding Journal, Vol. 53, No. 11, (1974), pp. 517s.
11. J. C. Lippold, Welding Journal, Vol. 62, No. 1, (1983), pp. 2s.
12. S. C. Ernst, W. A. Baeslack III and J. C. Lippold, Welding Journal, Vol. 68, No. 10, (1989), pp. 418s.
13. W. A. Baeslack III, W. P. Lata and S. L. West, Welding Journal, Vol. 67, No. 4, (1988), pp. 77s.
14. R. Nakkalil and M. C. Chaturvedi, Metallurgical Transactions A, Vol. 24, No. 5, (1983), pp. 1169.
15. B. Radhakrishinan and R. G. Thompson, Metallurgical Transactions A, Vol. 22, No. 4, (1991), pp. 887.
16. W. F. Savage, E. F. Nippes and G. M. Goodwin, Welding Journal, Vol. 56, No. 8, (1977), pp. 246s.
17. T. Sawai, Y. Useshima and S. Mizoguchi, ISIJ International, Vol. 30, No. 7, (1990) pp. 520.
18. J. J. Pepe and W. F. Savage, Welding Journal, Vol. 46, No. 9, (1967), pp. 411s.
19. C. H. Lee and S. S. Cho, Journal of KWS, Vol. 14, No. 3, (1996), pp. 192.
20. C. H. Lee, and R. W. Chang, J. of the Korean Inst. of Met. and Mater. Vol. 31, No. 6, (1993), pp. 818, .
21. G. M. Goodwin, Welding Journal, Vol. 66, No. 2, (1987), pp. 33s.
22. C. D. Lundin, C. H. Lee and R. Menon, Welding Research, The State of The Art, ASM International, (1985), pp. 86.
23. H. B. Kim and C. H. Lee, To be published in Journal of the KWS, (1997).