

研究論文

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

Part I : 용착금속의 응고균열

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 I : Solidification Cracking in the Fusion Zone

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

Key Words : Solidification Cracking (응고균열), Ni Base Alloy (내열합금), Fusion Zone (용융부), Eutectic Phase (공정상), Segregation (편석)

Abstract

This study has evaluated the weld metal solidification cracking behavior of several Ni base superalloys (Incoloy 825, Inconel 718 and Inconel 600). Austenitic stainless steels (304, 310S) were also included for comparison. In addition, a possible mechanism of solidification cracking in the fusion zone was suggested based on the extensive microstructural examinations with SEM, EDAX, TEM, SADP and AEM.

The solidification cracking resistance of Ni base superalloys was found to be far inferior to that of austenitic stainless steels. The solidification 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-austenite eutectic phases formed along the grain boundaries during solidification. Cracking in Inconel 600 was always found along the grain boundaries which were enriched with Ti and P. Further, solidification cracking resistance was dependent not only upon the type of low melting phases but also on the amount of the phases along the solidification grain boundaries.

※ 1996년 12월 16일 접수

* 학생회원, 한양대학교 금속공학과, 철강공정 및 응용 연구소

** 정회원, 한양대학교 금속공학과, 철강공정 및 응용 연구소

1. 서 론

Ni계 합금은 일반적으로 저합금강이나 스테인레스강보다 내열성이 크다. 그리고, 높은 내산화성 및 모든 환경에서의 우수한 내식성을 가짐과 동시에 고온 및 저온에서의 강도도 우수하다. 모든 Ni기지 합금에는 강도 또는 내식성 향상을 위해 Al, Ti, Nb, Mo, W등이 미량 함유되어 있다. 그리고, Cr 첨가는 Ni과 복합적으로 작용하여 내산화성을 높여준다.

Inconel 600은 Ni계 합금의 가장 표준적인 구조재료로써 약 15wt.%Cr 및 8wt.%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 Ni_3Al 혹은 Ni_3Ti 의 석출물 γ' 에 의해 강화되나, Inconel 718은 Nb을 Al과 Ti보다 많이 첨가하므로써 형성되는 $Ni_3Nb(\gamma')$ 석출물에 의하여 강화된 합금이다. 이러한 합금은 대부분의 경우 용접성이 좋지만, 만약 Nb가 석출하여 응고중 저용점 Laves상을 석출하면 균열감수성은 높다고 알려져 있다.¹⁾

Incoloy 825는 Mo, Cu, Ti을 포함하는 Ni-Fe-Cr계 합금으로써 황산, 인산 및 황을 포함하는 연료가스에 전면 및 국부 내부식성이 강한 합금이다. 그리고 이 합금은 환원 및 산화성 분위기에 상관없이 용접부에서의 입계부식 및 응력부식 균열에 강하다고 알려져 있다.^{2,3)}

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

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

큰 문제는 용접부의 응고 도중에 발생하는 응고균열이며, 이는 대부분 응고시 특정한 원소들이 결정립계에 편석하여 저용점상을 형성하는 것이 주요 원인이라고 알려져 있다.^{12,13)} 저용점상의 종류는 상당히 많으며 이는 재료의 화학성분에 의해 결정되어지고, 그 양은 화학성분 뿐만 아니라 용접 조건에도 의존한다고 알려져 있다.^{15,16)}

고온균열은 용착금속 뿐만 아니라 열영향부(HAZ)에서도 발생한다. 열영향부는 급격한 가열 및 냉각사이클 뿐 아니라, 입열의 불균일과 전체 용접부의 경직성으로 구속응력을 받는다. 이와같은 응력 및 열사이클이 열영향부에서 액화균열을 일으키는 원인으로 작용한다. 용접부 가까이에서 작용하는 응력이 가장 크며, incipient melting¹²⁾ 및 저용점상 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 용융부나 모재에서는 발견되지 않는다.

일반적으로 Ni계 합금에서는 스테인레스강의 고온균열에 주된 영향을 끼치는 원소인 S, P가 극히 미량으로 제한되어 있다. 어떤 경우 국부적인 결정립 계면의 액상은 고온가공성 향상을 위해 첨가하는 원소에 의해 생성되는 미세조직에 의하여 자주 발생한다. 이러한 것으로는 borides, carbides와 같은 것이 있으며, 초합금의 기계적 성질이나 가공성을 향상시킬 목적으로 첨가되는 원소들이 고온균열을 방지하는데 악영향을 미칠 수 있다. 그러므로 초합금의 용접에서 균열을 해결하는 데는 어려움이 따른다. 경우에 따라 고온균열은 육안으로도 구별할 수가 있으며, 액체침투법에 의해 발견할 수도 있다. 그러나 대체로 고온균열은 아주 미세하여 이러한 방법으로도 발견되지 않는다. 그래서 고강도의 초합금에서는 고온균열이 전무한 용접부의 제작이 어렵게 된다.

따라서 본 연구에서는 Ni계 합금인 Incoloy 825 용접부의 응고균열 특성을 파악하고 광범위한 조직검사를 통하여 균열의 생성 원인을 규명하고자 했으며 다른 Ni계 합금인 Inconel 600 및 718과 균열감수성을 비교하고자 하였다.

2. 재료 및 실험방법

2.1 시험재

본 연구에 사용한 재료는 Ni-Cr-Fe계 Inconel 600과 Ni-Cr-Fe-Mo계인 Incoloy 825 및 Inconel 718이며, 이들 Ni계 합금과의 균열특성을 비교하고자 304, 310S 스테인레스강도 포함시켰다. 시험재의 화학성분은 Table 1에 나타내었다.

2.2 실험방법

본 연구에 사용된 균열장치는 external loading type의 Multi-Cracker로써, 이는 전세계적으로 가장 많이 사용하는 굽힘형태(bending type)의 시험방법인 Vrestraint¹⁹⁾ 및 인장형태(tensile type) 고온 균열 시험인 Sigmajig방법²⁰⁾의 장점을 절충하여, 한 장치를 통하여 두가지 시험을 할 수 있도록 연구자에 의해 자체 제작된 장치이다.^{21,22)}

2.2.1 굴곡형 균열시험

굴곡형태의 실험방법을 Fig. 1에 간단하게 나타내었다. 시험에 사용된 시편은 그림에 나타난 바와 같이 40mm(W) × 130mm(L) × thickness (mm)이며 bending변형을 가할때 시편의 표면에 인장응력이 작용하지 않도록 시편 양끝 고정부에 홈을 가공하였다.

가공된 시편을 장착대에 설치된 pin에 삽입시킨

다음 clamp로 시편이 용접시에 움직이지 않을 정도로 고정한 후 시편 중심부에서 약간 떨어진 부위에 시편 길이방향으로 GTAW 방법으로 첫번째 용접한 후, 시험용접은 시편의 온도가 상온에 도달한 후 첫번째 용접부위를 30%정도 겹치도록 하여 시편의 중앙선을 따라 용접을 실시한다. 용접 중 토치끝의 위치가 시편하부에 위치한 bending block의 중심부위를 약간 지나칠때 (즉, 용융액의 고-액계면이 block의 중심부에 도달했을 때) 유압을 이용하여 block을 빠르게 상승시켜 응고하는 용접부위에 bending 변형을 부가하면 Fig. 1(b)의 굴곡형 균열시편에 보여준 것과 같이 용착금속 뿐 아니라 모재 및 첫번째 용접부의 열영향부에 균열이 발생한다. 표면에 부가된 변형량은 반경이 다른 bending block을 사용하여 변화시켰으며, 변형량은 block의 반경과 아래의 상관관계를 가지고 있다.

$$\text{변형량}(\epsilon) = t/2R$$

t : 시편의 두께

R : block의 반경

본 실험에 사용한 변형량은 0~4.5% 이었으며, 각 변형량에서 각각 3개의 시편을 시험하였다. 사용된 용접조건 (전류 : 80A, 용접속도 : 500mm/min, Ar보호가스 : 20 l/min, arc distance : 2mm)은 용입이 시편 두께의 약 1/2정도가 되는 조건을 사용하였다. 시험후 표면을 저배율 광학현미경을 사용하여 용착금속(fusion zone), 용접열영향부(weld metal HAZ) 및 모재열영향부(base metal HAZ)에서의 최고균열길이(maximum crack

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

Type	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	Ti	Al	Fe	Cu	P	S	Ni	Remark
SS41	0.122	0.057	0.69	0.02	0.01	Tr	Tr	Tr	bal	Tr	0.014	0.0100	0.02	Mild steel
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	Nibase
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

length, MCL) 및 총균열길이(total crack length, TCL)를 측정하여 주어진 변형률에서의 재료간의 고온균열 특성을 비교하였다. 본 논문에서는 용융부의 응고균열을 비교하기 때문에 용착금속의 균열만 사용하였다.

2.2.2 인장형 균열시험

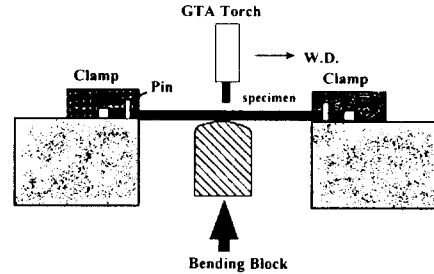
시편의 형상 및 크기는 Fig. 1(c)에 나타나 있으며, 길이방향으로 인장을 가할 때 clamp로부터 미끄럼을 방지하기 위하여 시편 양쪽에 hole을 두개씩 가공하였다.

인장형 응고균열 시험은, 가공된 시편을 장착대 hole을 통하여 고정시킨 다음 용접하기전 원하는 만큼의 하중(preload)을 가한 후 응력방향과 수직방향으로 시편의 중심부에 GTAW 용접을 실시한다. 이 때의 용접조건 (전류 : 75A, 용접속도 : 700mm/min, Ar 보조가스 : 20 l/min, arc distance : 2mm)은 예비시험을 통하여 설정된 시편두께를 완전 용입시키는 조건이었다. 사용된 preload는 시편마다 일정한 간격으로 증가시켜가며 실험을 실시하였으며, 시험은 용접선을 따라 시편이 완전히 분리될 때까지 실시하였다. 시험이 끝난 후 모든 시편은 저배율 현미경을 이용하여 균열 길이를 측정 한 후 용접길이와의 비율을 계산하였다. 이 때 균열이 발생하기 시작하는 응력을 임계응력(threshold stress)이라 하며, 임계응력은 동일한 용접조건 하에서의 재료간의 응고균열 감수성을 평가하는데 사용하였다. 즉, 임계응력이 낮을수록 재료의 균열 감수성은 높다.

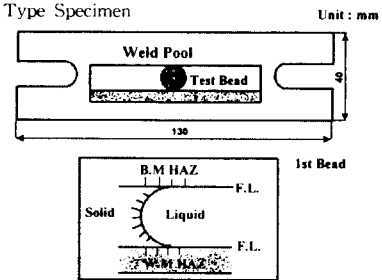
2.2.3 조직 검사

재료의 균열특성과 조직적인 특성과의 상관관계를 고찰하기 위하여 시편의 일부를 선택하여 연마 및 glycerin 용액을 사용하여 부식시킨 후 광학현미경(OLM), 주사전자현미경(SEM/EDAX), Auger 분광분석기(AEM)를 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 TEM/SADP/EDAX를 사용하여 관찰하였다.

(a) Multi-Cracker



(b) Bending Type Specimen



(c) Tensile Type Specimen

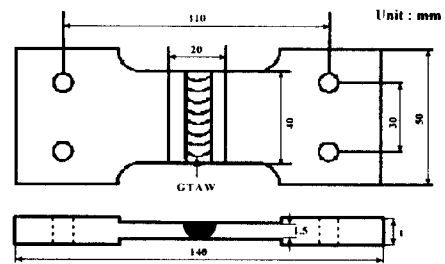


Fig 1. Schematic diagram of specimen preparation

3. 결과 및 고찰

3.1 굽힘형 균열특성

Fig. 2는 굽힘형 균열시험후 시편표면에서 관찰된 균열부위의 거시적 형태를 보여주고 있으며, 이들은 2%의 변형으로 실험한 시편이다. 용융부의 균열은 합금종류에 관계없이 변형을 가할때 존재하던 이농 용융지의 뒷쪽 고액계면과 수직방향으로 결정립계를 따라 형성되었음을 관찰할 수 있다. 용접 열영향부 및 모재 열영향부에서의 균열은 본 사진의 저배율에서 용융부 균열과 같이 뚜렷하게 보이지 않지만 용접선(fusion line)에 수직으로 형성되어 있고 일부 균열은 용융부의 균열과 연

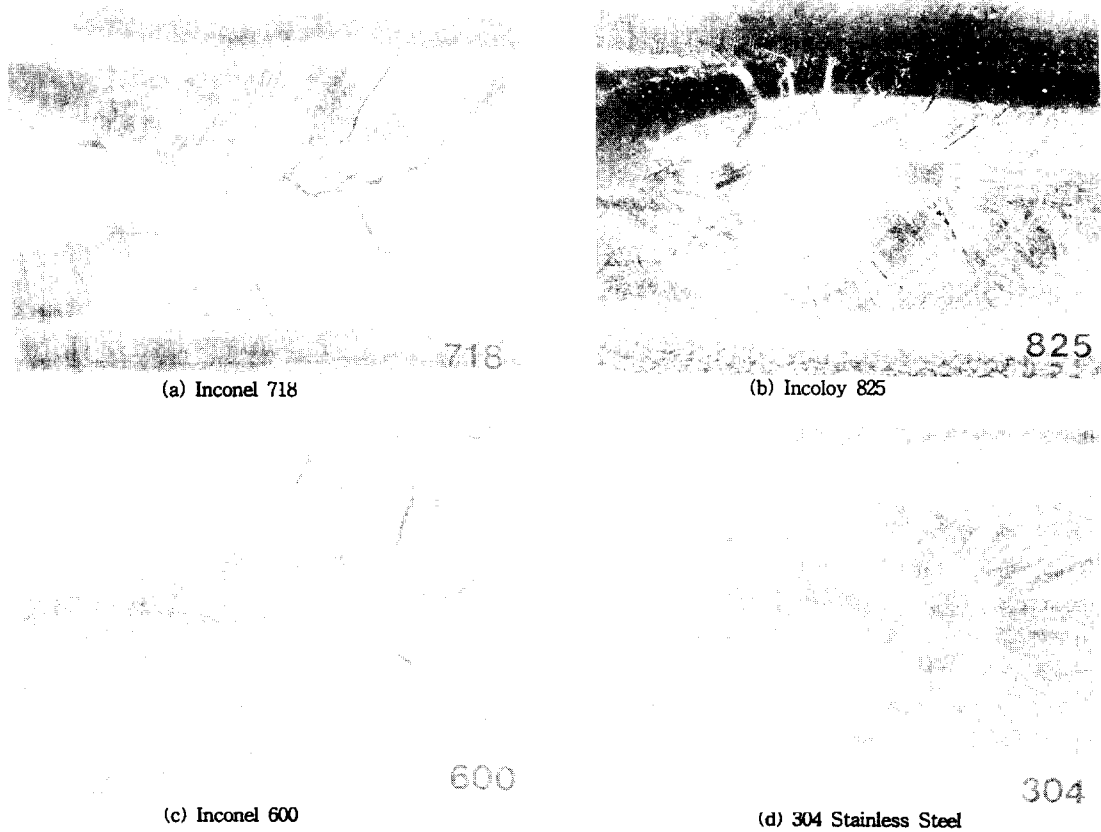


Fig. 2. Typical surface appearance of the bending tested specimens.

결된 것도 발견할 수 있다.

합금간 용융부의 응고균열 감수성은 Fig. 3에 비교되어 있다. 그림에는 부가한 변형량 증가에 따른 총균열길이(TCL) 및 최고균열길이(MCL) 변화를 각각 나타내고 있다. 시험에 사용한 변형량 범위 내에서 304 스테인레스강이 가장 작은 MCL 및 TCL을 보여주고 있는 반면, Inconel 718 (이하 718로 표기)이 가장 심한 균열 정도를 보여주고 있다. Inconel 600, Incoloy 825 (이하 600, 825로 표기) 및 310S의 균열감수성은 304와 718합금의 중간 정도를 나타내지만 주어진 변형량에서 약간의 변화는 관찰될 수 있다. 그리고, 304를 제외한 모든 재료는 작은 응력(변형)하에서도 균열이 발생하여 변형을 조금 상승시켰을 때 균열이 급격히 증가하다가 약 1% 이상이 되면 균열변화는 완만해짐을 알 수 있다. 이러한 사항은 TCL보다 MCL결과에

서 쉽게 관찰될 수 있는데 이를 다른 말로 표현하자면 작은 변형량(작은 임계변형량)에서 균열이 쉽게 발생하여 조그만 응력증가에 의해 균열이 쉽게 전파하여 최대균열에 도달함을 의미한다. 304의 경우에는 균열 발생에 필요한 임계변형량도 크지만 발생한 균열의 전파도 느리다는 것을 예측할 수 있다. 이러한 결과는 금속조직 및 응고형태와 밀접한 관계를 가지고 있으며, 이는 조직검사 결과에서 자세히 설명되어 있다.

전체적으로 볼 때 Ni합금이 스테인레스강(304)에 비해 더 큰 응고균열 감수성을 가지고 있다. 이를 화학성분과 함께 고려해보면 Nb, Ti함량이 클수록 균열감수성이 높은 것을 알 수가 있고, 조직검사에서 자세히 언급하겠지만 균열은 이들 원소(Nb, Ti)의 응고편석과 밀접한 관계가 있다.

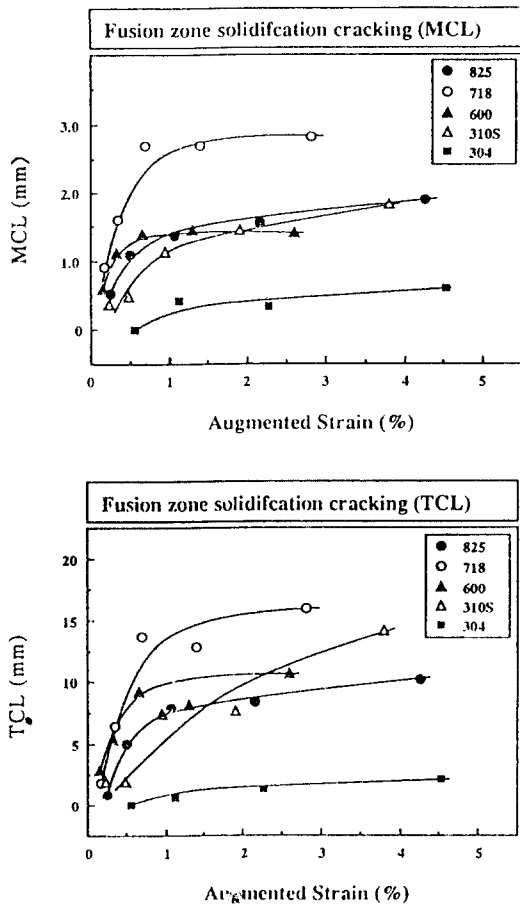


Fig 3. Comparison of fusion zone solidification cracking susceptibility of alloys.

3.2 인장형 균열특성

인장 균열시험에서의 균열은 용융부의 응고시 고온강도가 용접부와 수직방향으로 가해진 응력보다 낮을때 발생한다. 전형적인 균열형태는 Fig. 4에 보여준 용접중심선을 따라 형성된 중심선(centerline) 균열이다. 이 결과는 825의 응력변화에 따른 균열정도를 나타낸 것으로서 3.3kg/mm²(a)에서는 상당히 작은 균열이 발생하여 본 사진과 같이 낮은 배율에서는 관찰되지 않으나 응력이 증가함에 따라 균열길이 증가하여 6.7kg/mm²(b)에서는 약 30%의 균열분율을 보여주며, 13.3kg/mm²(c)이 되

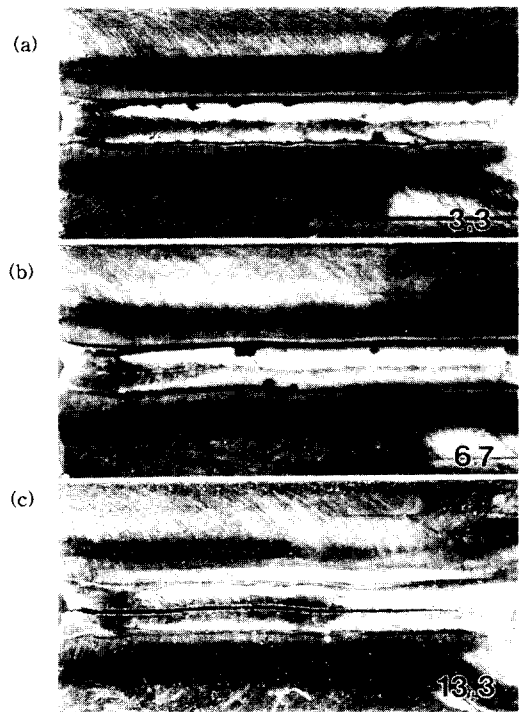


Fig 4. Typical surface appearance of the thensile tested specimens. (Incoloy 825) (a) 3.3 kg/mm² (b) 6.7 kg/mm² (c) 13.3 kg/mm²

면 균열은 전 용접길이에 걸쳐 발생되고 있다.

Fig.5에는 응력변화에 따른 균열분율의 변화를 나타내고 있다. 전반적으로 균열은 임계응력에서 균열이 발생하자마자 조그만 응력증가에서도 크게 성장함을 관찰할 수 있다. 균열감수성을 비교하자면 825 및 718의 임계응력이 3.3kg/mm²으로 가장 민감한 균열감수성을 나타내고 그 다음으로는 600으로 임계응력이 5.0kg/mm²이다. 그리고 304의 임계응력은 23.2kg/mm²으로 가장 높아 이들 중 가장 낮은 응고균열 감수성을 보유하고 있다.

인장균열 시험결과와 굽힘균열 시험결과를 비교해 보면 두 시험 모두 718 및 825가 가장 균열에 민감하고 304 스테인레스강이 가장 낮은 균열감수성을 나타내어 유사한 경향을 보여주고 있다.

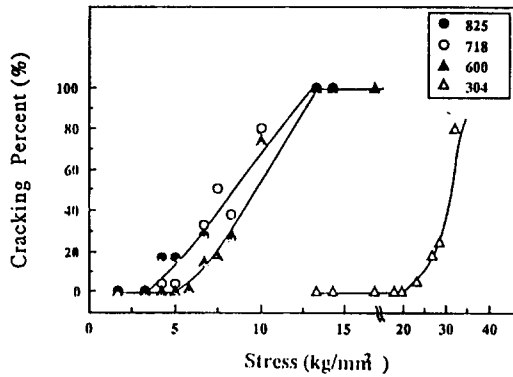


Fig 5. Comparison of fusion zone cracking susceptibility of alloys.

3.3 조직특성

Ni계 합금 및 스테인레스강 등의 high alloy의 용융부 응고조직은 일반적으로 오스테나이트 기지조직에 dendrite 입계를 따라 응고의 마지막 단계에 편석 혹은 조성적 반응에 의하여 형성되는 상(phase)들로 구성되어 있는 것으로 알려져 있다. 이러한 응고 마지막 단계에서 형성된 상의 특성은 용접부의 균열을 유발시키는데 결정적인 역할을 한다. 마지막으로 응고되는 상의 특성은 재료의 응고구간을 결정할 뿐아니라 용융부 응고균열의 직접적인 원인이 된다.

Fig. 6에는 825의 균열주위의 응고조직을 주사현미경으로 관찰한 것이다. 앞서 macro조직(Fig. 2)에서도 간략하게 보여주었지만 균열이 결정립계를 따라 형성된 것을 관찰할 수 있다. 결정립계의 구분은 응고시 형성된 dendrite의 성장방향 변화를 관찰하면 쉽게 구분할 수 있다. 균열부위를 자세히 관찰해보면 희게 보이는 상들이 균열을 따라 거의 연속적으로 형성되어 있어 균열은 이들 상과 밀접한 관계를 가지고 있음을 쉽게 유추할 수 있다. 균열주위에서 Ti, Mo, Fe등의 원소를 mapping해보면 이들 상은 Mo, Ti성분이 주위의 기지조직보다 많고 상대적으로 Fe원소가 고갈된 것을 알 수 있다. 그리고, Mo, Ti은 이들상 뿐만 아니라 상주위의 결정립계에도 기지조직에 비해 많이 존재하고 있어 이들 성분의 편석은 응고에 의한 결과인 것도 알 수 있다. 이들 상을 탄소박막시료를 이용하여 투과전자현미경으로 관찰한 결과는 Fig. 7에

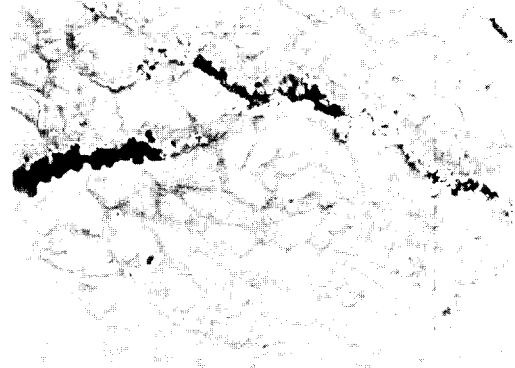
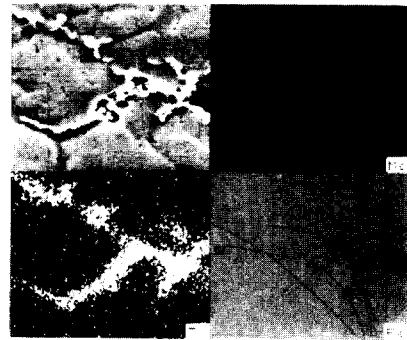
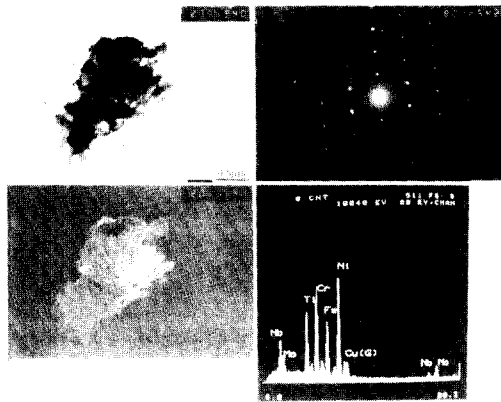


Fig 6. Typical fusion zone fusion zone solidification crack and elemental distribution in Incoloy 825



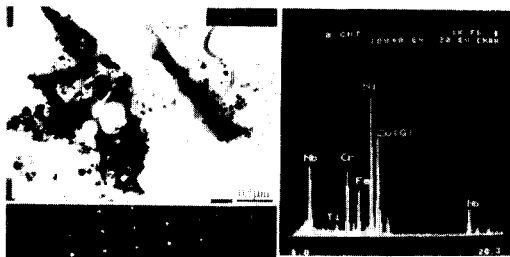
주어져 있다. Fig. 7에 주어진 SAD pattern과 성분 분석을 보면 이들 상은 $(Ni, Cr, Fe)_2(Ti, Mo, Nb)$ 형태의 Laves상을 알 수 있다. 이들 Laves상 외에도 Ti이 주성분인 MC형태의 탄화물도 미량 관찰되어 825의 용융부 응고균열은 응고시 Ti, Nb, Mo등이 결정립계로 편석하여 응고 마지막 단계에서 저용점상인 Laves-오스테나이트 및 TiC-오스테나이트 공정조직 형성이 균열 발생의 주 원인인 것을 알 수 있다.

Fig. 8에는 718의 용융부 응고균열을 보여주고 있다. 825와 유사하게 균열은 결정립계를 따라 형성된 상과 밀접한 관계를 유지하고 있음을 관찰할 수 있다. 그러나 825와 다르게 희게 보이는 석출물은 균열 주위의 결정립계 뿐만 아니라 전 주상정 입계에도 연속적으로 석출하였고, 전체적인 양도



Nb : 6.859 wt% Cr : 27.338 wt%
 Mo : 3.930 wt% Fe : 19.187 wt%
 Ti : 17.861 wt% Ni : 38.542 wt%

Fig 7. Laves phase in Incoloy 825 fusion zone.



Nb : 24.145 wt%
 Ti : 1.781 wt%
 Cr : 15.499 wt%
 Fe : 12.829 wt%
 Ni : 45.746 wt%

Fig 9. Laves phase in Inconel 718 zone.

더 많은 것을 알 수가 있다. 균열주위의 SEM 원소 mapping에 의하면 이들은 Nb, Mo가 편석되어 있는 반면에 Fe는 고갈된 것을 관찰할 수 있다. Carbon replica로 추출하여 관찰해 본 결과 Fig. 9, 10에 나타나 있듯이, 이들은 뚜렷하지는 않으나 주상정과 같은 morphology를 가지고 Ni, Nb, Cr, Fe, Ti으로 구성되어 있는 $(Ni, Cr, Fe)_2(Nb, Ti)$ 형태의 Laves상(Fig. 9)과 Nb을 주성분으로 하고 Ti 및 Cr을 미량 포함하는 주상정 형태의 MC탄화물

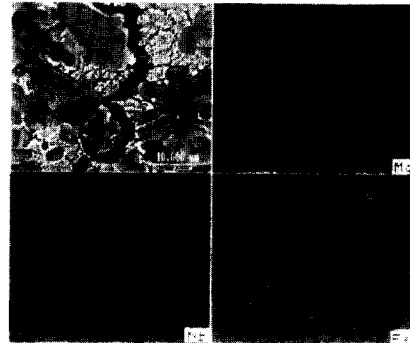
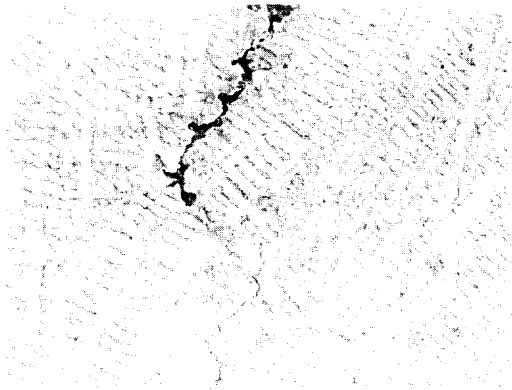
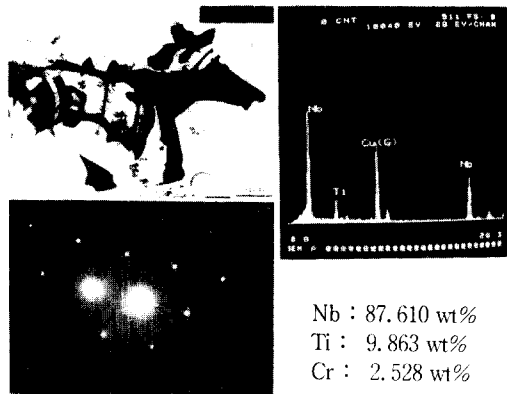


Fig 8. Typical fusion zone solidification crack and elemental distribution in Inconel 718.



Nb : 87.610 wt%
 Ti : 9.863 wt%
 Cr : 2.528 wt%

Fig 10. MC type eutectic carbide in Inconel 718 fusion zone.

(Fig. 10)의 혼합상인 것을 알 수 있다. Replica로 관찰된 빈도로 부터 이들 두상의 양은 약 7:3의 비

을로 MC탄화물이 많았다.

그러므로, 718의 용융부 균열은 응고시 Nb, Ti, Mo등이 결정립계로 편석하여 응고의 마지막 단계에서 저용점 MC-오스테나이트 및 Laves-오스테나이트의 공정상을 형성하여 균열을 유발시킨 것으로 사료된다. 825와 비교하여 718의 경우에는 같은 Laves 및 MC공정상을 형성하였지만 Ti 대신에 Nb이 주성분을 이루었고, 이들 상의 양이 825보다 718에 상대적으로 많아서 전체적으로 균열정도를 크게 한 것으로 사료된다. 그리고, Nb을 주성분으로 하는 Laves, MC-오스테나이트 공정상이 Ti을 주성분으로 하는 공정상보다 용점온도가 낮다는 사실^{11,13)}도 718의 균열감수성을 더 크게 하는데 기여한 것으로 사료된다.

Fig. 11에는 600 용융부의 전형적인 응고균열을 보여주고 있는데, 그 형상은 718 및 825와 동일하게 응고 결정립계를 따라 형성되었다. 하지만 저용점상을 형성할 수 있는 원소의 낮은 조성으로부터 예상할 수 있듯이 다른 합금과 다르게 결정립계에 형성된 석출물이 상당히 적고 비연속적임을 관찰할 수 있다. 균열내면에 존재하는 석출물을 SEM으로 원소 mapping해보면 다른 합금과 같이 Nb, Ti가 주성분이다. 이들을 replica를 통하여 TEM으로 관찰해보면 Fig. 12(b)와 같이 적은 양의 (Nb, Ti, Cr)C 및 Ni이 풍부한 $M_{23}P_6$ 로 예상되는 상이 존재하고 있다. 그러므로, Inconel 600의 용융부 응고균열도 다른 합금계와 유사하게 응고편석에 의한 저용점 MC-오스테나이트 공정상이 균열을 유발시키는데 주로 기여하였으며, 이와 더불어 적은 양이지만 N- Ni_3P 공정상도 함께 영향을 미친 것으로 사료된다.

Fig. 13은 304 오스테나이트계 스테인레스강 용융부의 전형적인 균열형태를 보여준다. Ni계 합금과 유사하게 균열이 결정립계를 따라 형성되었으나 그 형태가 상당히 불연속적으로 나타나고 있어 균열전파가 단상인 Ni합금보다 어려웠던 것을 알 수 있다. Replica로 추출한 상을 관찰해 본 결과, 결정립계에는 상당히 적은 양의 MnS로 예상되는 sulfide가 존재하였다. 스테인레스강의 응고균열은 응고시 S가 결정립계로 편석하여 저용점 sulfide-오스테나이트 공정상을 형성한 것이 주원인인 것으로 사료된다.

304 스테인레스강이 Ni계 합금에 비하여 응고균

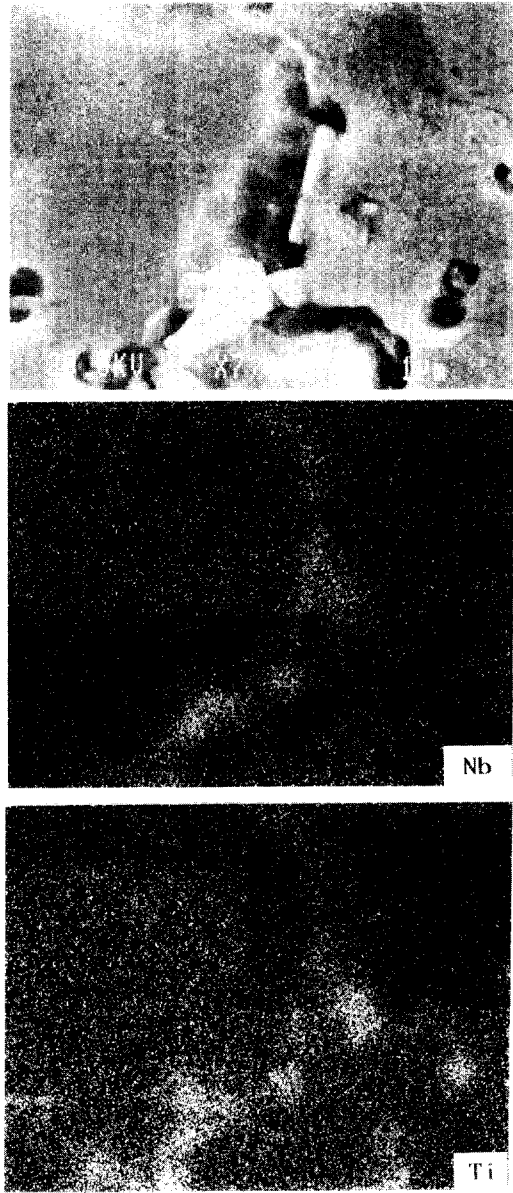
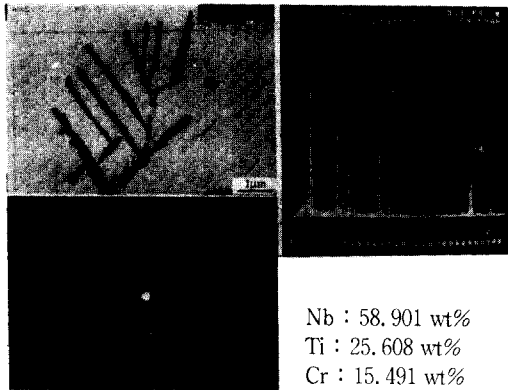
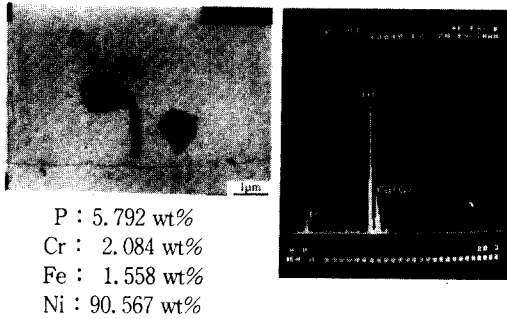


Fig 11. Typical fusion zone solidification crack and elemental distribution in Inconel 600.

열 감수성이 낮은 이유는 앞에서 관찰된 조직적 차이에도 기인하지만, 주원인은 응고형태의 차이인 것으로 잘 알려져 있다.²⁰⁾ 즉, 304 스테인레스강은 초정 -페라이트로 응고를 시작하여 응고 마지막



(a) MC eutectic carbide



(b) Ni₃P

Fig 12. MC type eutectic carbide(a) and Ni₃P(b) in Inconel 600 fusion zone.

단계에서는 공정 혹은 포정 반응에 의하여 오스테나이트를 형성하지만, Ni계 합금의 경우 응고는 오스테나이트로 시작하여 오스테나이트로 완료된다. 이러한 응고 mode 차이가 균열 발생에 미치는 영향에는 여러가지가 있으나 그 중에서도 가장 중요한 것은 페라이트의 저용점 형성원소 (S, P, Nb, Ti, Si, 등)의 용해도(solubility)가 오스테나이트보다 커서 응고시 이들 원소의 결정립계로의 편석량이 작아 결과적으로 저용점상 형성이 적게 된다는 것이다. 그러므로 순수 오스테나이트 단상조직인 Ni합금에는 일반적으로 상당히 작은 양의 P 및 S가 잔존하도록 화학성분을 조절함에도 불구하고, 600합금에서 관찰했듯이 이들은 응고시 결정립계로 편석하여 적은 양이지만 저용점상을 형성하여 균열에 관여한다.

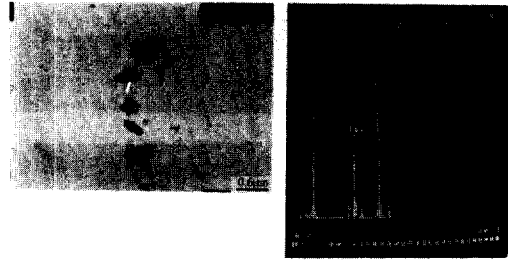
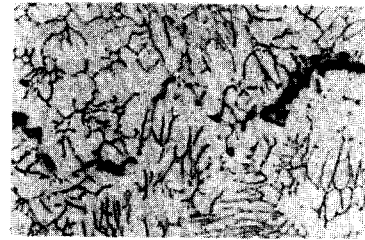


Fig 13. Typical solidification crack and MnS sulfide in 304 fusion zone.

3.4 파단면 검사 및 Auger 분광분석

Fig. 14에는 718의 인장균열시험 용접부에서 관찰된 전형적인 응고균열 파단면을 보여주고 있다. 전 표면이 매끄럽고 주기적인 산과 골짜기를 보여주는 주상정 조직을 보여주고 있어 균열은 응고 마지막 단계에 액상이 용접 중심선을 따라 연속적으로 존재하는 상태에서 발생했다는 것을 예측할 수 있다.

파단면을 자세히 관찰해 보면 morphology가 표면(A), 중심부(B) 및 하부(C)의 3가지 형태로 나타나고 있는데 이는 열전달 방향에 따른 주상정의 성장 방향이 달라지기 때문이다. 즉, 상부 및 하부는 대기로의 열전달에 의하여 주상정이 용접중심선과 평행하거나 혹은 보다 작은 각도로 성장하여 파단면에서는 사진과 같이 주상정의 형태를 완전히 구분할 수 있다. 한편, 대부분의 용접부에서 열전달방향은 용접선과 수직인 열영향부 방향이기 때문에 파단면에서는 일반적으로 주상정 단면만 발견할 수 있다.

Fig. 15에는 825 및 718의 파단면에서 Auger 분광분석기로 측정된 sputtering 시간 변화(즉, 깊이

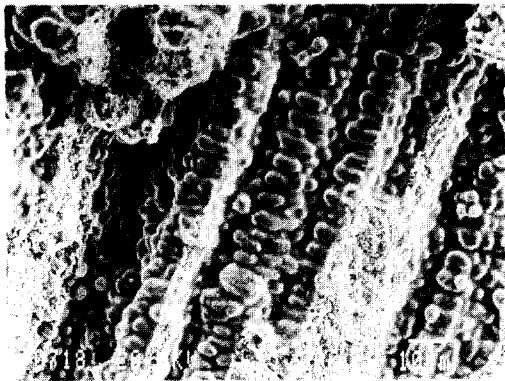
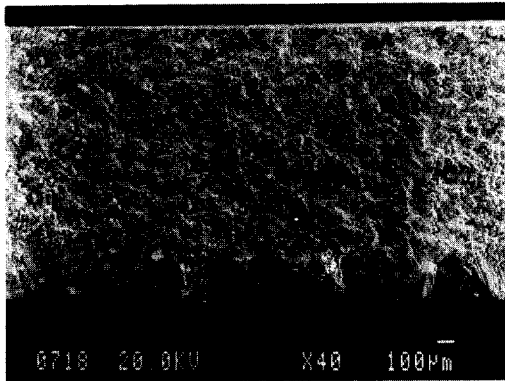
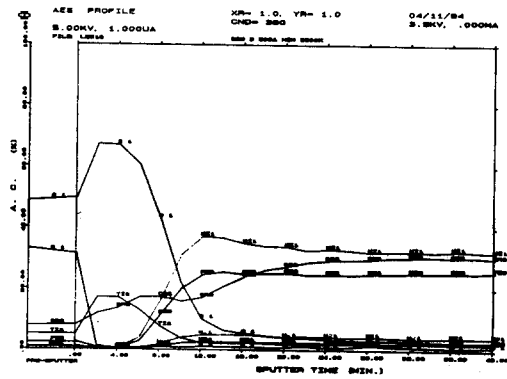


Fig 14. Typical solidification crack surface in Inconel 718.

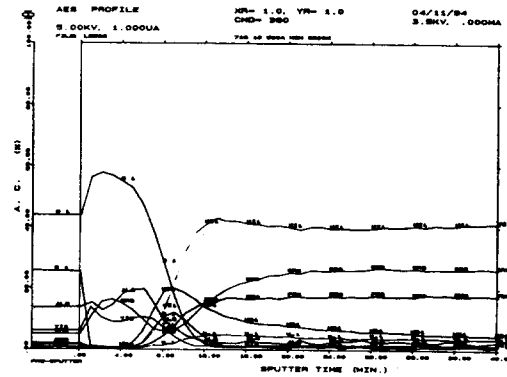
변화)에 따른 원소분포도를 보여주고 있다. 825의 경우 Ti이 주 편석원소이며, 편석깊이는 약 6000 Å (분당 500 Å sputtering) 이상이 되고, 718의 경우 주 편석원소는 Al, Ti 및 Nb이다. 이들 편석 원소들은 앞에서의 조직관찰 결과와 잘 일치하고 있다. 즉, Ti(825의 경우) 혹은 Nb(718의 경우)이 풍부한 저융점 Laves상과 MC탄화물이 용접부에서 마지막으로 응고하는 centerline에 많이 형성되어 균열감수성에 영향을 미친 것으로 예상된다.

3.5 균열 mechanism에 관한 고찰

용융부에서의 응고균열은 용융부의 응고에 따른 편석에 의해 결정되어진다. 용융부의 조직검사에 의하면 응고중 Nb, Ti, Si, P등이 마지막으로 응고하는 주상정입계 및 결정립계에 편석됨을 관찰했



(a) Incoloy 825



(b) Inconel 718

Fig 15. Auger elemental distribution as a function of sputtering time in Incoloy 825 (a) and Inconel 718 (b)

다. 이들 원소의 편석에 의하여 주상정 내부와 입계에 원소들의 농도가 달라졌다. 그리고 응고균열은 예외 없이 이들 원소가 편석되어 있는 결정립계를 따라 발생하였다. 파단면을 관찰해보면 매끄러운 주상정 조직을 발견할 수 있어 균열이 발생될 때 액상이 존재하고 있었다는 증거를 나타낸다. 그러므로 응고균열 발생은 균열이 발생하는 온도 구간에서 결정립 내부에는 응고가 완료되었으나 결정립계를 따라 액상(liquid film)이 존재하고 있어야 하고, 이러한 부위에 균열이 발생하기 위해서는 액화된 결정립계가 견딜 수 있는 응력이상이 가해져야 한다.

구속이 없는 용접부에서 발생하는 응력은 응고시 발생하는 수축응력이다. 온도구간은 일반적으로

로 재료의 액상선에서 고상선 간의 응고구간을 말하나 균열발생의 응고구간은 액상선에서 마지막으로 응고하는 액상의 용점을 말한다. 그러므로 마지막으로 응고하는 액상의 용점이 낮으면 낮을수록 균열발생이 가능한 온도구간이 넓어져 감수성이 높음을 예측할 수 있다.

조직검사에 의하면 718 및 825합금 결정립계에는 주로 Laves 및/혹은 MC탄화물-오스테나이트 공정상이 주로 발견되었고, 그리고 600의 경우 P가 농축된 phosphide도 소량 검출되었다. 문헌에 의하면 Nb이 주류를 이루는 MC-오스테나이트 공정온도는 약 1260°C이고 Laves-오스테나이트 공정온도는 약 1200°C로 알려져 있다.^{12, 13)} 하지만 Ti이 농축된 MC-오스테나이트 공정온도 및 Laves-오스테나이트 공정온도는 Nb의 경우보다 높다고 알려져 있다.^{11, 15)} Ni합금의 고상선이 약 1350°C이므로 결정립 내부는 이 온도에서 응고가 완료되었으나 결정립계에는 고상선 이하 100-150°C정도까지 액상이 존재하고 있음을 알 수 있어, 이때 기지조직이 응고할 때 발생하는 수축응력이 액화된 결정립계에 집중되면 균열이 발생한다.

같은 상 및 용점을 가지는 액상이 존재하면서도 균열 정도가 다르게 나타나는 이유는 결정립계에 존재하는 액상의 양에 차이가 있기 때문이다. 균열감수성이 가장 높은 718경우에는 825 및 600에 비해 더욱 많은 양의 공정상을 조직검사를 통하여 발견하였으며, 그 다음으로는 825, 그리고 600에서는 가장 적은 양을 관찰 할 수 있었다. 이와 더불어 825 및 600에는 상대적으로 반응온도가 높은 Ti이 풍부한 공정상이 관찰되었다. 이들보다 용점온도가 낮은 phosphide는 그 양이 상대적으로 아주 작아 전체적으로 균열감수성에 미치는 영향은 크지 않다.

4. 결 론

1. Incoloy 825 및 Inconel 718, 600의 용접부 응고균열은 응고시 Nb, Ti, Mo, Si, P 등이 결정립계 및 주상정립계에 편석하여, MC, Laves의 저용점상 및 오스테나이트 기지조직과의 공정상을 형성하여 결정립계에 균열을 유발시킨다.

2. 균열의 정도는 저용점상의 형태(MC, Ti

rich Laves 및 Nb rich Laves)와 이들의 양에 의해 결정된다.

3. 전체적으로 304스테인레스강의 응고균열 감수성은 Ni계 합금보다 높다.

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., 1987.
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, (1993), pp.1169.
15. B. Radhakrishnan and R.G. Thompson, Metallurgical Transactions A, Vol. 22, No. 4,