

特輯 : 철강 및 비철금속의 고온균열 현상

Ni계 초내열합금의 응고균열

안용수 · 윤병현 · 이창희

The Solidification Cracking of Nb-containing Ni-base Superalloy

Y.S. Ahn, B.H. Yoon and C.H. Lee



안용수/1976년생/한양대학교 금속공학과/PTA를 이용한 니켈 합금의 표면개질 연구



윤병현/1964년생/포항산업과학연구원, 한양대학교 금속공학과/PTA를 이용한 니켈 합금의 표면개질, 부식 및 방식 연구



이창희/1956년생/한양대/레이저, 용사 및 PTA를 이용한 표면개질, Computer Simulation을 이용한 용접 열영향부의 재질 예측 모델링 연구

1. 서 언

Ni계 초내열합금은 규칙격자(FCC) 구조의 γ 상인 Ni₃(Al, Ti)의 정합 석출상을 이용한 석출경화형 합금이다. 이 합금은 가스터빈의 효율, 신뢰성, 수명을 개선하기 위하여 개발되었고, 가스터빈의 브레이드, 디스크, 연소실 등과 같은 고온·고응력에서 사용되는 부품의 구조재료로 널리 사용되고 있다. 현재 항공우주산업, 원자력 산업, 파워 플랜트 산업, 석유화학산업 등의 첨단산업분야에서는 Ni계 합금이 기본적인 구조재료로 사용되고 있다¹⁻⁴⁾.

René 41, Waspaloy, Udimet 500, Udimet 700 등은 제트엔진의 동익재로 사용되고, 최근에는 터빈 케이싱, 연소실 라이너 등과 같은 박판의 용접구조재료로도 널리 사용되고 있다. 이 합금들은 C 양이 0.05% 이하이고, Ti(Nb)+Al 양은 약 5% 이하이며, W, Mo 양도 낮기 때문에 크리프강도는 그다지 높지 않다. 이들 재료는 용접 후 시효경화가 빠르게 일어나고, 입계에서 M₂₃C₆가 석출하여 용접균열이 발생하기 쉬운 단점을 가지고 있다. 이같은 단점을 개선하기 위하여 Ti, Al 양을 감소시키는 대신 Nb 양을 증가시킨 Inconel 625, Inconel 718, Incoloy 909 등이 개발되었다^{1,2)}. 이 합금들은 Ni₃Nb 즉, γ'' 상에 의해 석출경화되며 고온에서 높은 강도와 우수한 산화 저항성, 크리프 저항성을 나타낸다^{3,5)}.

Ni계 초내열합금의 경우 용접 후 응고 과정에서 탄화물과 TCP(topologically closed packed) 상인 금속간화합물(μ , σ , Laves 등)이 형성되어 높은 온도에서의 가공성을 저해한다^{8,9)}. 특히, Nb를 함유하는 Inconel 625, Inconel 718, Incoloy 909 등의 Ni계 합금의 경우 Nb, Si, C 등이 응고의 마지막 단계에서 제 2상을 형성하려는 경향을 가지고 있기 때문에 합금의 응고온도구간을 증가시킨다¹⁰⁻¹⁷⁾. 즉, 응고 마지막 단계에서 용점이 낮은 공정상(γ /NbC, γ /Laves)의 액상필름이 수지상 경계에 형성된다. 이 저융점의 액상필름에 인장변형/응력이 작용하게 되면 균열이 발생한다.^{6,7)} 따라서 Nb, Si, C의 성분변화는 응고온도구간, 공정상의 양과 형태에 영향을 미치므로 응고균열 감수성을 결정하는 요인이 되며 (Nb+Si+C) 양이 증가할수록 용접성은 나빠지게 된다¹⁵⁻²⁰⁾. 특히 γ /Laves 공정상의 경우 용점이 낮아 응고온도구간을 넓히기 때문에 고온균열의 관점에서 아주 유해하다.

용접부에 형성된 응고균열은 용접부위가 실제 구조물로 적용될 때 구조물의 수명을 감소시키기 때문에 용접 시에는 이 같은 균열을 방지하는 것이 매우 중요하며 이를 위해서는 대상 소재의 응고특성 및 균열 현상을 정확히 이해하여야만 한다. 이 해설에서는 Nb를 함유하는 Ni계 초내열합금의 응고와 응고균열에 관해서 Nb와 C의 양을 변화시킨 합금들(Table 1)을 이용하여 이들을 해석한 J. N. DuPONT의 논문들^{14-17,21,22)}과 기타 관련 논문을 참조하여 설명하고자 하였다.

Table 1 Chemical composition of alloy(wt%)

	Alloy	Fe	Ni	Cr	Nb	Si	C	P	S
Ni-base	1	10.49	68.53	18.90	1.93	0.08	0.017	0.004	0.003
	1.5	10.75	67.95	19.21	2.00	0.03	0.052	0.004	0.003
	2	11.12	68.20	19.12	1.95	0.06	0.132	0.004	0.002
	3	10.70	68.11	19.02	1.82	0.38	0.010	0.004	0.003
	3.5	10.39	66.80	19.29	1.94	0.41	0.075	0.004	0.003
	4	10.72	67.60	19.08	1.91	0.40	0.155	0.004	0.001
	5	10.84	65.79	18.98	5.17	0.05	0.013	0.005	0.010
	6	10.88	65.22	18.89	4.87	0.08	0.161	0.005	0.007
	7	10.70	65.53	19.30	4.86	0.52	0.010	0.005	0.009
	7.5	10.82	63.93	18.54	4.92	0.46	0.081	0.005	0.004
Fe-base	8	10.80	64.96	18.90	4.72	0.52	0.170	0.005	0.007
	9	46.03	33.56	19.31	1.66	0.10	0.003	0.006	0.003
	10	46.69	32.80	19.70	1.66	0.01	0.108	0.006	0.002
	11	45.38	32.80	19.53	1.77	0.57	0.004	0.006	0.002
	11.5	47.38	31.05	19.64	1.84	0.67	0.116	0.006	0.001
	12	45.28	32.39	19.89	1.93	0.61	0.079	0.006	0.002
	13	44.55	31.24	19.63	4.42	0.02	0.015	0.007	0.003
	14	44.05	31.93	19.52	4.51	0.08	0.210	0.006	0.002
	15	45.40	30.03	19.54	4.88	0.06	0.010	0.007	0.003
	16	44.47	30.89	19.45	4.77	0.64	0.216	0.006	0.002

2. Ni계 초내열합금의 응고과정

2.1 응고 경로에 따른 응고 과정

Ni계 초내열합금의 응고 시 γ 수지상은 열 흐름의 반대 방향으로 성장하며 용접 중의 응고는 비평형 응고과정이므로 편석이 일어난다²⁴⁻²⁶⁾. 따라서 γ 수지상 응고 후 결정립계에서는 제 2상이 나타나게 된다. Fig. 1은 Nb를 함유하는 Ni계 초내열합금의 전형적인 용접부의 응고 조직으로서 γ 수지상 경계에 공정상 형태의 제 2상이 존재하는 것을 볼 수 있다. J.N. DuPONT^{15,26)}와 M.J. Cieslak¹¹⁻¹³⁾ 등은 DTA (differential thermal analysis) 분석을 통하여 Ni계 초내열합금의 응고 과정을 밝혔다. Fig. 2(a)는 냉각 중의 DTA 곡선으로서 이 DTA 곡선으로부터 Ni계 초내열합금의 응고 과정이 3단계로 이루어져 있음을 알 수 있다. 1단계에서는 $L \rightarrow \gamma$ 응고가 일어나고 수지상 사이에 Nb와 C의 농도가 높아지며 2단계에서는 수지상 사이에 존재하는 액상의 C가 고갈되면서 $L \rightarrow (\gamma+NbC)$ 공정 반응이 일어난다. 마지막 3단계에서는 남은 액상이 $L \rightarrow (\gamma+Laves)$ 공정 반응이 일어나면서 응고가 완료된다. 그러나 high C/low Nb 합금

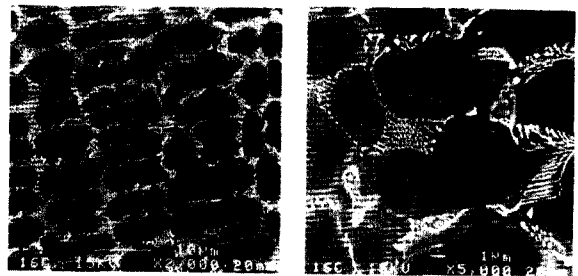


Fig. 1 Weld metal microstructure of Nb containing Ni-base superalloy

은 이러한 응고 과정을 거치지 않는다. Fig. 2(b)는 C/Nb의 비가 큰 합금의 DTA 곡선으로서 DTA peak에서 $L \rightarrow (\gamma+NbC)$ 반응 이후에는 어떠한 발열 peak도 나타나지 않고 있는데 이는 $L \rightarrow (\gamma+NbC)$ 공정 반응으로 응고가 완료된다는 것을 의미하고 있다.

이러한 Ni계 초내열합금의 응고 과정 해석은 γ -NbC-Laves의 준 3원계 상태도에 기초를 두고 있다^{27,28)}. Fig. 3은 Ni-Nb-C 삼원계의 액상선 projection으로서 이 액상선 projection을 이용하여 Ni계 초내열합금의 응고 과정을 설명할 수 있다. 응고는 γ 수지상이 형성되면서 시작되며 이 과정에서 분배계수 k 가 1보다 작은 Nb와 C는^{15,17,31)} 액상으로 방출

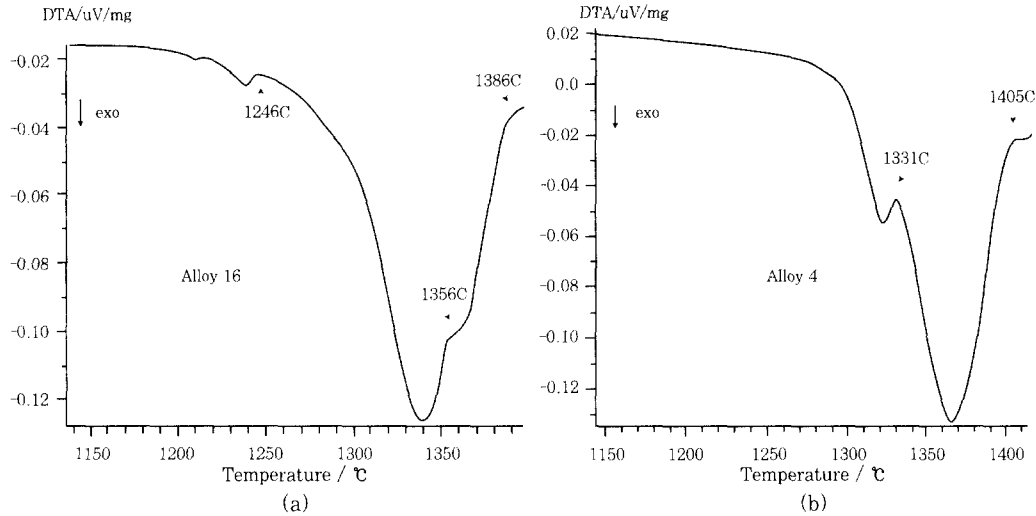


Fig. 2 Typical DTA solidification scans for (a) alloy 16 and (b) alloy 4

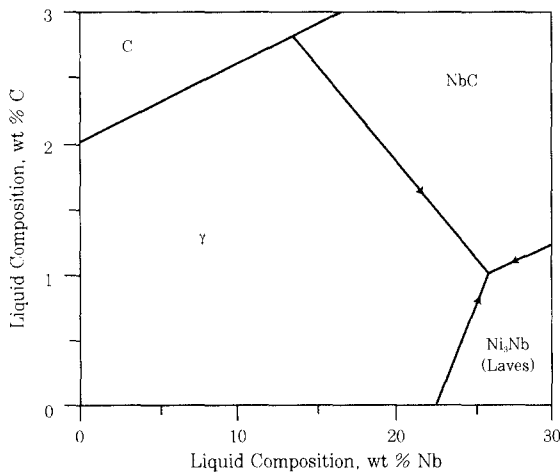


Fig. 3 Liquidus projection for the Ni-Nb-C system

된다. Table 2와 Table 3에 각각 상용 합금의 조성
과 분배계수를 나타내었으며 Fig. 4는 수 개의 수지상
에 걸쳐 성분분포를 연속적으로 선상으로 분석한 결과
이다. 분배 계수가 1보다 작은 Nb가 수지상 경계에
편석되는 것이 확인되고 있으며 EPMA로 분석은 불
가능하지만 C도 Nb와 마찬가지로 수지상 경계에 편
석할 것으로 생각된다. 따라서 응고가 진행되면서 액
상에서의 Nb와 C의 양은 증가하게 되고, γ 와 NbC 사
이의 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 반응선과 만나게 되면서 γ 수지상
의 성장은 끝이 난다. 이 과정에서 남아있던 액상의
Nb, C의 조성은 거의 공정조성과 같아지므로 수지상
경계에서는 γ/NbC 공정상이 형성된다. 응고는 온도
감소에 따라 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 반응선을 따라서 진행되어
 γ/NbC 공정상이 형성되며 γ/NbC 의 응고가 진행되어
3원계 공정점에 다다르게 되면 $L \rightarrow \gamma + NbC + Laves$
의 반응이 일어난다.

C, γ , NbC, Laves 4상의 평형상태를 F.N.
Rhines³⁰⁾는 class I, II, III의 3가지 type으로 분류
하였는데 class I type은 $L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ 의 공정반응,
class II type은 $L + \alpha \rightarrow \beta + \gamma$ 의 공정반응과 포정반응
이 같이 일어나며 class III type은 $L + \alpha + \beta \rightarrow \gamma$ 의 전
형적인 포정반응이 일어난다고 설명하였다. Class I

Table 2 Chemical composition of commercial alloys(wt%)

	Inconel 625	Inconel 718
Ni	62.03	52.3
Fe	2.54	18.10
Cr	22.14	18.18
Nb	3.86	5.25
Mo	8.79	3.12
Al	0.18	0.56
Ti	0.26	0.95
Mn	0.03	0.13
C	0.039	0.040
Si	0.10	0.21
P	0.005	0.014
S	0.002	0.002
B	0.0021	0.002

Table 3 Distribution coefficient of various alloys

Alloy	Fe	Ni	Cr	Nb	Si	C
Alloys 1-8	1.00	1.02	1.06	0.45	0.71	ND
Alloys 9-16	1.06	1.00	1.02	0.25	0.58	ND
Inconel 625	ND	ND	ND	0.54	0.57	0.21
Inconel 718	1.04	1.00	1.03	0.48	0.67	ND

ND: not determined

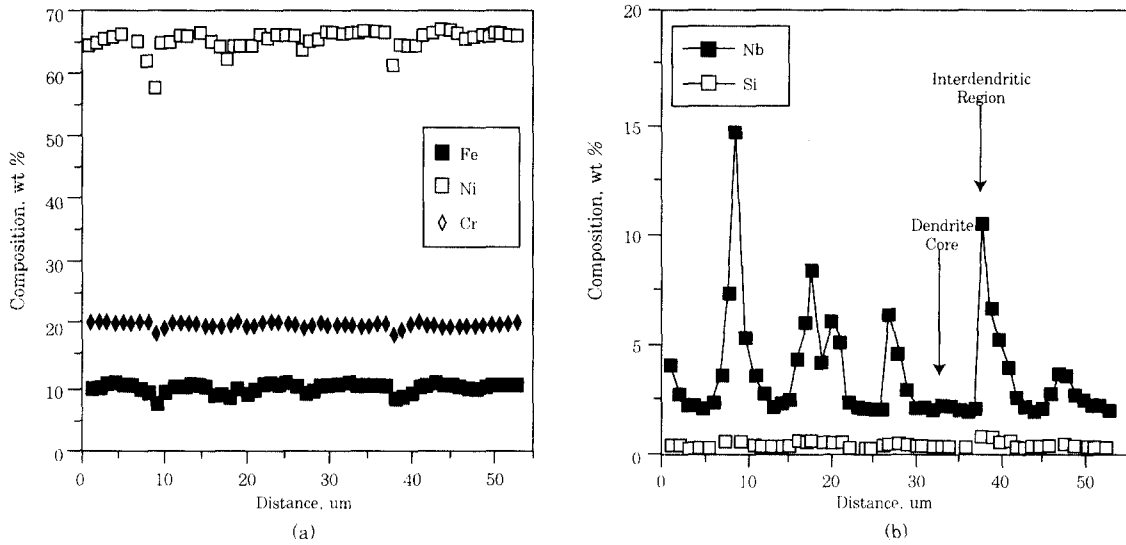


Fig. 4 EPMA composition trace conducted across parallel cellular dendrite (a) Fe, Ni, and Cr, and (b) Nb and Si

type 응고 과정의 경우, 응고 마지막 단계에 $L \rightarrow (\gamma + NbC + Laves)$ 반응이 일어난다. 이런 응고 과정을 거치게 되면 γ , NbC, Laves 상이 응고된 합금의 미세 조직에 섞여 있어야 한다. 하지만 Fig. 1에서 이런 형태의 조직이 관찰되지 않는 대신 γ/NbC , $\gamma/Laves$ 공정조직이 분리되어 관찰된다. 이것은 이 합금의 액상선 투영이 Class II type의 반응을 따른다는 것을 의미한다. 초기 γ 가 응고한 후 액상의 조성은 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 반응선을 따라 이동하며 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 반응을 일으킨다. 이 과정이 진행되면 NbC 형성이 멈추고 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 반응이 $L \rightarrow (\gamma + Laves)$ 반응으로 대체되어 $\gamma/Laves$ 의 공정 형태의 상이 형성된다. 따라서 응고는 $L \rightarrow (\gamma + Laves)$ 반응에 의해 Ni-Nb 쪽에서 완료된다. 이러한 응고 과정은 분리된 γ/NbC 와 $\gamma/Laves$ 공정상의 형성을 설명할 수 있다. 따라서 Ni계 초내열합금의 응고 과정은 $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow \gamma + Laves$ 로 이루어진다는 것을 알 수 있다^[12,17,27].

Fig. 5는 Ni계 합금의 응고 경로를 도식적으로 표현한 것이다^[17,21,22,24]. 응고는 초기 γ 수지상을 형성하면서 시작된다(1). 수지상은 액상 쪽으로 성장하고 응고 경로가 1에서 2로 진행함에 따라 Nb와 C가 액상으로 방출된다. 응고 경로가 γ 와 NbC사이의 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 반응선에 다다르면 남은 액상에서 γ 와 NbC가 동시에 형성되면서 γ/NbC 의 공정상이 형성된다. 3에서 액상 조성이 class II 반응에 도달하면 응고가 4로 진행되면서 남은 액상에서 $L \rightarrow (\gamma + Laves)$ 반응이 일어나고 $\gamma/Laves$ 공정상이 형성된다. Fig. 6은 이러한 응고 과정에 의해서 생성된 $\gamma/Laves$ 와 γ/NbC 의 TEM 사진

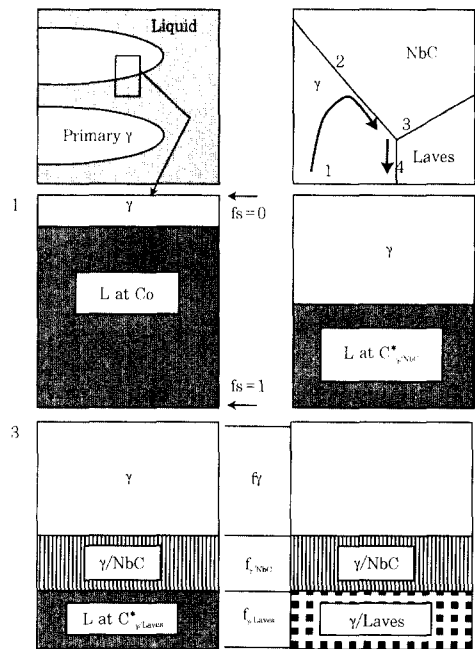


Fig. 5 Schematic illustration of general solidification process for Nb containing Ni-base superalloy



Fig. 6 TEM thin foil micrographs in an Inconel 718 arc weld : (a) $\gamma/Laves$ constituent, and (b) MC carbide

이다. γ /Laves 공정상은 γ (fcc, $a=0.356\text{nm}$)와 Nb-rich Laves상(hcp, $a=0.467\text{nm}$, $c=0.771\text{nm}$)이 라멜라를 구성하고 있는 형상을 보이고 있다. 또 γ /NbC는 γ 와 "blocky" 혹은 "chinese script" 형태인 Nb(Ti)-rich MC형 카바이드(fcc, $a=0.443\text{nm}$)의 공정상 형태이다^{10,13)}. Fig. 7(a)는 상용 합금에서의 γ /Laves 공정상의 조성을 보여주고 있으며 Fig. 7(b)에서는 원래 합금의 조성보다 γ /Laves 공정상에 Nb와 Mo의 양이 많아진 것을 알 수 있다. 즉, Nb와 Mo의 함량 증가는 γ /Laves 공정상의 형성을 촉진시킨다는 것을 알 수 있다.

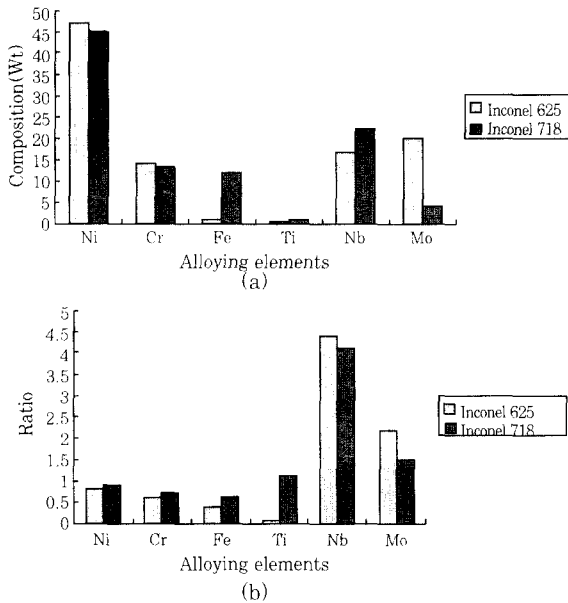


Fig. 7 (a) Laves composition in weldments for each of the alloys of interest (b)Relative enrichment of Laves phase relative to the bulk composition for the alloys of interest.

2.2 합금원소의 영향

J. N. DuPONT는 Ni계 초내열합금의 합금원소인 Nb와 C의 함량을 변화시키면서 그 변화에 따른 응고 경로를 모델링 하였다^{16,17,21,22)}. Fig. 8은 Ni계 합금에서의 응고 경로를 나타낸다. Fig. 8(a)는 Ni계 합금에서의 Nb, C 조성의 변화에 대한 응고 경로의 변화를 보여주고 있으며 형성되는 제 2상의 양은 응고 경로의 길이에 비례한다. 초기 응고 경로와 $L \rightarrow (\gamma + \text{NbC})$ 반응선이 만나는 점은 C 조성의 변화에 따른 응고 경로의 변화에 비례한다. 초기 응고 경로와 $L \rightarrow (\gamma + \text{NbC})$ 반응선이 만나는 점은 C 조성의 변화에 따른 응고 경로의 변화에 비례한다. 초기 응고 경로와 $L \rightarrow (\gamma + \text{NbC})$ 반응선이 만나는 점은 C 조성의 변화에 따른 응고 경로의 변화에 비례한다. 초기 응고 경로와 $L \rightarrow (\gamma + \text{NbC})$ 반응선이 만나는 점은 C 조성의 변화에 따른 응고 경로의 변화에 비례한다.

Fig. 8(b)는 Ni계, Fe계 합금에서 모재의 조성도 응고경로에 영향을 미친다는 것을 보여주고 있다. 이 두 합금계에서 Nb의 거동차이는 k_{Nb} 로부터 유추할 수 있다. Ni계에서의 k_{Nb} 는 0.45이지만 Fe계에서의 k_{Nb} 는 0.25이다.¹⁷⁾ k_{Nb} 의 값이 작을수록 Nb의 편석경향

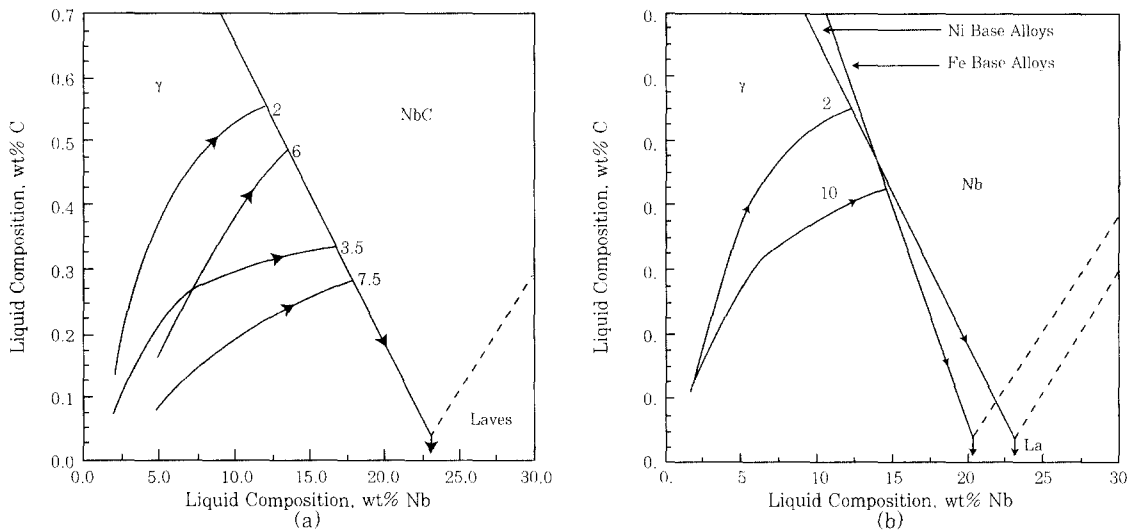


Fig. 8 Solidification phts for the Ni-base alloys:(a)alloy 2, 3.5, 6, 7.5 (b) Ni-base alloy(2) and Fe-base alloy(10)

은 크기 때문에 같은 C 양에서 Fe계의 액상에 더 많은 Nb가 포함된다. 따라서 Fe계에 더 많은 양의 γ /Laves 공정상이 형성된다²⁹⁾. Fig. 9와 Fig.10은 각각 Table 1의 조성을 가지는 합금들에서 형성되는 공정상의 총 양과 γ /NbC와 γ /Laves의 양을 보여주고 있다. γ /NbC와 γ /Laves의 양의 차이는 앞에서 살펴

본 합금 원소의 함량 변화에 의해 나타나는데 Fe 양이 증가할수록 k_{Nb} 의 값이 감소한다¹⁷⁾. 따라서 Nb의 편석이 많아지게 되고 γ /Laves의 양이 증가하게 된다. Si의 첨가도 γ /Laves의 형성을 촉진시킨다(Fig. 9에서 alloy 5와 7, 6과 8, 13과 15, 14와 16을 비교)³²⁾. γ /Laves와 γ /NbC는 Nb-rich 상이므로 Nb의 함량이 증가할수록 총 공정상의 양은 증가하게 된다. 또한 탄소의 함량이 높으면 Nb의 첨가는 γ /NbC의 형성을 촉진시키며 Ni계보다 Fe계에 생성된 공정상의 총 양이 많고, γ /NbC에 비해서 상대적으로 γ /Laves의 양이 많다는 것을 알 수 있다.

3. 응고균열 감수성

앞서 언급했듯이 응고균열 감수성은 응고 과정에서 형성되는 공정상의 양에 큰 영향을 받는다. 즉 Ni계 초내열합금의 응고 과정에서 형성되는 γ /NbC와 γ /Laves 공정상의 양은 이 합금의 용접성과 밀접한 관계가 있다. 응고균열 감수성 평가에는 주로 Vareststraint test가 이용된다³³⁻³⁶⁾. 이 시험법은 용접 과정 중 적절한 순간에 시편을 정해진 반지름까지 굽혀서 변형을 가하는 방법으로 적용된 변형량이나 균열 길이(total crack length, maximum crack length)가 응고균열 감수성의 척도가 된다. Fig.11은 Table 1의 합금에서의 최대 응고균열의 길이를 나타낸 것이다. Ni계 합금의 경우 응고균열은 응고 마지막 단계에서 형성된 γ /NbC, γ /Laves 같은 저융점 상이 수지상 사이에 형성되고 여기에 변형이 작용하게 되면 균열이 발생한다¹⁸⁻²⁰⁾. Fig. 2(a)의 DTA 곡선에서 나타난 것과 같이 γ /Laves 공정상이 생기는 온도는 γ /NbC 공

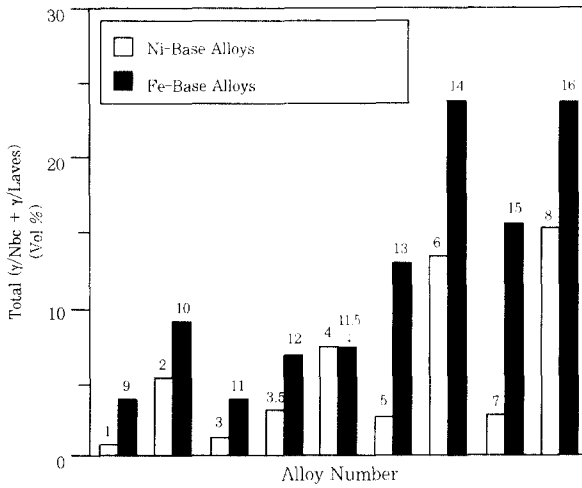


Fig. 9 Amount of total eutectic-type constituents.

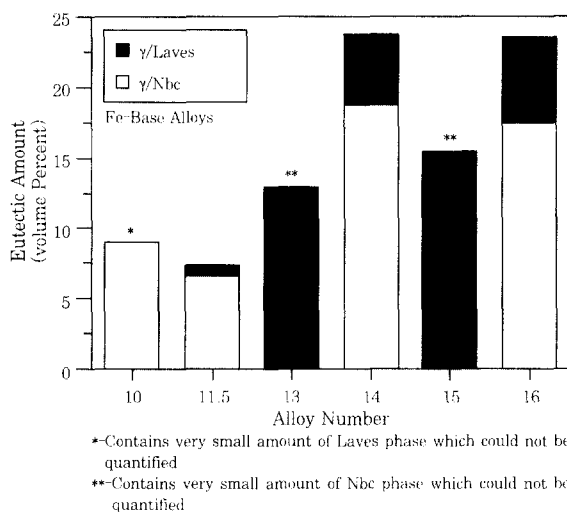
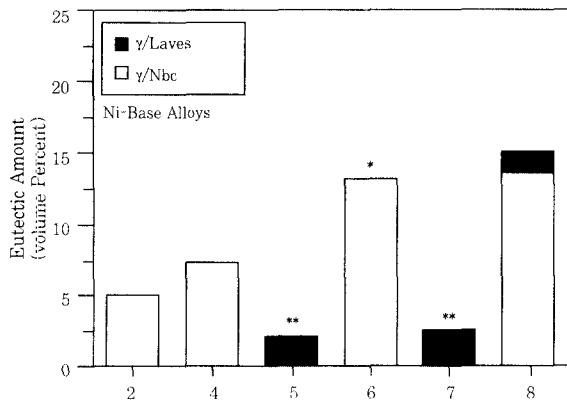


Fig. 10 Amount and individual γ /NbC and γ /Laves constituents

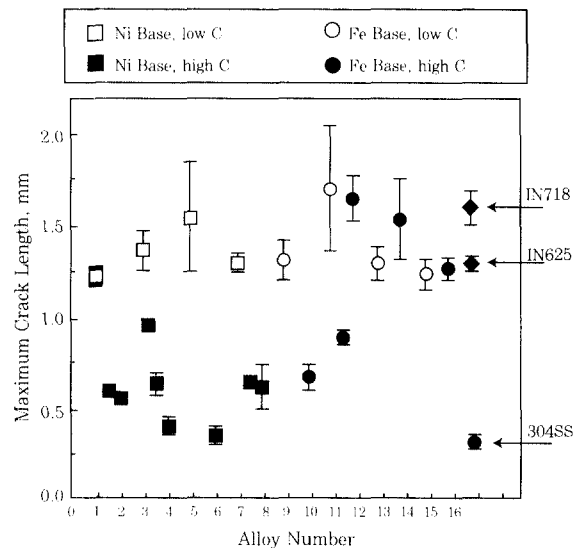


Fig. 11 Maximum crack length(MCL) of each alloys

정상 온도보다 낮기 때문에 γ /Laves 공정상의 형성은 합금의 응고온도구간을 확장시킨다. 따라서 응고균열은 γ /NbC 공정상보다는 γ /Laves 공정상에서 더 많이 생기며 Ni계 합금에서는 γ /Laves 공정상이 응고균열의 주요 원인이 된다. Fig. 11에서 알 수 있듯이 Nb의 함량이 낮은 Ni계 합금의 용접성이 양호한데 이는 Nb 함량이 낮아서 γ /Laves 공정상보다는 γ /NbC 공정상이 더 많이 생성되기 때문이다. Nb의 함량이 높은 조성의 합금 중에서는 C 함량이 낮은 합금의 응고균열 감수성이 크게 나타나고 있는데(alloy 5, 7) 이는 γ /NbC보다 γ /Laves 공정상이 더 많이 형성되어 응고온도구간을 확장시키기 때문에 용접성이 나빠지는 것이다. 또한 Fe계 합금의 응고균열 감수성이 크게 나타나는 것도 동일한 이유로 Fe계 합금에 γ /Laves 공정상의 양이 많기 때문이다. Ni계 합금에서 C의 함량이 낮아지면 균열 감수성이 개선되지만 Fe계 합금에서는 C 함량이 균열 감수성에 큰 영향을 미치지 못하고 있다. 하지만 alloy 10, 11.5의 경우는 Nb 조성이 낮고 C 조성이 높기 때문에 γ /NbC 공정상이 상대적으로 증가해 응고균열 감수성이 낮게 나타나고 있다.

응고균열 감수성은 공정상의 형태에도 영향을 받는다¹⁵⁾. Fig. 12, 13, 14, 15는 여러 가지 형태의 응고균열 주위의 미세 조직을 보여주고 있다. Fig. 12는 Table 1에서 alloy 2, 3.5, 4의 조성에 해당하는 Nb 함량이 낮고 C 함량이 높은 Ni계 초내열합금의 응고

조직이다. 이런 합금의 경우 C/Nb 비가 크기 때문에 응고는 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 반응에서 종결되며 class II 반응이 나타나지 않는다. γ /NbC 공정상의 총 양은 3.0-7.3 vol%이고 Vareststraint test에서 MCL 값은 0.41-0.64mm 정도이다. 또 Fig. 12(a)처럼 균열의 "healing" 현상이 나타난다. "healing" 현상은 액상이 약 6-10 vol%정도일 때 일어나는데, 이 합금들의 경우 잔류 액상이 균열을 다시 채움으로서 MCL이 작아진다.³⁷⁾ Fig. 13은 Nb와 C의 함량이 높은 Ni계 합금이나, Nb 함량이 낮고 C 함량이 높은 Fe계 합금의 응고조직이다. 2, 7.5, 8, 10, 11.5의 조성의 합금에 해당하고 이 경우 γ /Laves는 γ /NbC에 둘러싸여 있는 고립된 형태로 존재한다. 이는 class II 반응이 일어나 γ /Laves가 형성되지만 그 양이 2.3 vol% 이하로 적기 때문이다. 따라서 균열의 전파가 어려우므로 낮은 MCL 값(0.35-0.89mm)을 보이고 Fig. 12의 형상을 가지는 합금과 마찬가지로 좋은 용접성을 보인다.

Fig. 14는 Fe계 합금 중 12, 14, 16의 경우로서 Fig. 13의 경우와는 달리 γ /Laves의 양이 2.3 vol% 이상이고 수지상 경계에 연속적으로 분포한다. 이는 Fe계에서 Nb의 편석이 심하게 일어나 γ /Laves의 양이 많아지기 때문이다. 이런 합금의 MCL 값은 1.26-1.65mm이다. 마지막으로 Fig. 15는 C 함량이 낮은 합금의 경우이다. C 함량이 낮을 경우 응고는 Ni-Nb 쪽에 아주 근접하여 진행된다. 따라서 적은 양의 γ /NbC가 형성되고, 나머지 잔류 액상은 γ /Laves를 형성하

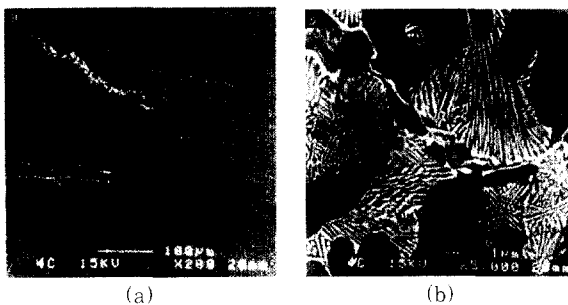


Fig. 12 Microstructural morphology in the solidification crack of alloy 4.

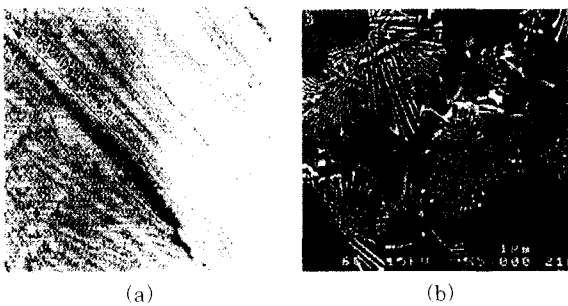


Fig. 13 Microstructural morphology in the solidification crack of alloy 6.

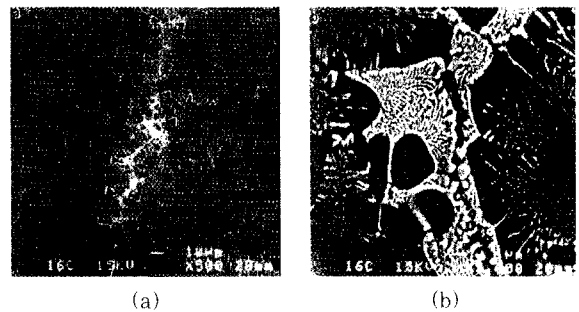


Fig. 14 The γ /NbC and γ /Laves morphology in the solidification crack of alloy 16

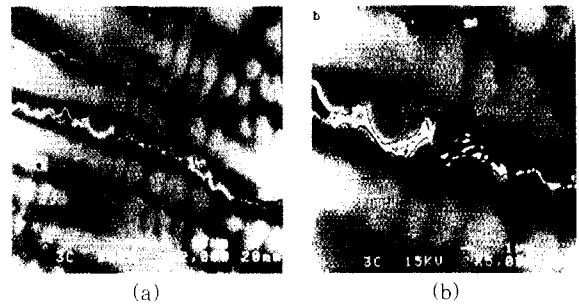


Fig. 15 Microstructural morphology in the solidification crack of alloy 3.

면서 응고가 종료된다. 형성되는 공정상의 총 양은 0.8-3.8 vol%이고 MCL 값이 1.23-1.70mm가 된다. 따라서 Fig. 14와 15에 해당하는 조성의 합금은 응고 균열 감수성이 크다는 것을 보여준다.

4. 결 언

고온 강도와 산화 저항성을 필요로 하는 분야에 많이 사용되는 Nb를 함유하는 Ni계 초내열합금의 응고과정은 다음과 같이 3단계로 나눌 수 있다.

- (1) γ 수지상의 생성 및 성장
- (2) Nb와 C의 편석에 의한 $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ 의 일차 공정 반응
- (3) γ/NbC 공정상 형성시 탄소 고갈에 의한 $L \rightarrow (\gamma + Laves)$ 의 이차 공정 반응

응고는 $\gamma/Laves$ 공정상을 형성하면서 종료되는데 이 합금의 응고과정에서 탄소 함량의 증가는 γ/NbC 의 형성을 촉진하고 Fe와 Si 함량의 증가는 $\gamma/Laves$ 의 형성을 촉진한다. 또 Nb 함량의 증가는 γ/NbC , $\gamma/Laves$ 두 공정상 모두의 형성에 도움을 준다.

응고균열은 응고의 마지막 단계에서 형성되는 공정상이 변형을 견디지 못할 때 나타난다. Ni계 합금의 경우 $\gamma/Laves$ 공정상이 γ/NbC 공정상보다 더 낮은 온도에서 형성되므로 $\gamma/Laves$ 의 형성은 응고온도구간을 확장시킨다. 따라서 응고균열은 $\gamma/Laves$ 공정상이 다량으로 생성되는 합금계에서 쉽게 발생하기 때문에 응고 후 상온 조직에 $\gamma/Laves$ 공정상이 많으면 응고 균열 감수성이 높아진다. 또 Fe계 합금의 경우에는 Nb의 편석 경향이 강하므로 Ni계보다 $\gamma/Laves$ 공정상이 많이 형성되며 응고균열 감수성도 크다. 따라서 Ni계 합금의 용접시 응고균열 감수성을 줄이기 위해서는 합금의 조성을 제어하는 것이 가장 중요하다.

참 고 문 헌

1. 대한용접학회 : 용접·접합 편람(1998), pp. 3-45, 203-241
2. ASM : Metals Handbook, 10th ed. Vol.2, pp. 429-445
3. C. T. Sims et al : "Superalloy II" John Wiley & Sons, pp. 3-26, 97-133, 165-188
4. M. McLean : "High-temperature structure materials" Chapman & Hall, (1996), pp. 1-15
5. W. F. Smith : "Structure and properties of engineering alloys" McGraw-Hill, 2nd ed. (1993), pp. 487-536
6. S. Kou : "Welding metallurgy" John Wiley & Sons(1987), pp. 211-236
7. K. Easterling : "Introduction to the physical metallurgy of welding" Butterworths,
8. J. S. Ogborn, M.J. Cieslak : "Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal" Materials science and engineering A, Vol. 203(1995), pp. 134-139
9. R. G. Thompson, : "Microfissuring of alloy 718 in the weld heat affected zone" J. Metals, Vol. 40, No.7(1988), pp. 44-48
10. R. Vincent : "Precipitation around welds in the nickel-base superalloy, Inconel 718" Acta mater., Vol. 33, No. 7(1985), pp. 1205-1216
11. M. J. Cieslak : "The welding and solidification metallurgy of alloy 625" Welding J. No. 2 (1991), pp. 49s-56s
12. G. A. Knorovsky et al. : "Inconel 718: A solidification diagram" Metall. Trans. A Vol. 20A, No. 10(1989), pp. 2149-2158
13. M. J. Cieslak et al. : "A comparison of the solidification behavior of Incoloy 909 and Inconel 718" Metall. Trans. A, Vol. 21A, No. 2(1990), pp. 479-488
14. J. N. DuPONT : "Solidification of an alloy 625 weld overlay" Metall. Trans. A. Vol. 27A, No. 11(1996), pp. 3612-3620
15. J. N. DuPONT : "Solidification and weldability of Nb-bearing superalloys" Welding J. No. 10(1998), pp. 417s-431s
16. J. N. DuPONT et al. : "Solidification of Nb-bearing superalloys: Part I. Reaction sequences" Metall. Trans. A. Vol. 29A, No. 11 (1998), pp. 2785-2796
17. J. N. DuPONT et al. : "Solidification of Nb-bearing superalloys: Part II. Pseudoternary solidification surfaces" Metall. Trans. A. Vol. 29A, No. 11(1998), pp. 2797-2806
18. 김희봉, 이창희 : "Ni-Cr-Fe 및 Ni-Fe-Cr-Mo계 합금의 용접부 균열특성에 관한 연구-Part I : 용착금속의 응고균열" 대한용접학회지 Vol. 15, No. 4(1997), pp. 304-315
19. 김희봉, 이창희 : "Ni-Cr-Fe 및 Ni-Fe-Cr-Mo계 합금의 용접부 균열특성에 관한 연구 -Part II : 열영향부

- 의 액화균열” 대한용접학회지 Vol. 15, No. 5(1997), pp. 420-429
20. 김희봉, 이창희 : “Incoloy 825합금 및 탄소강의 이중강종간 용접특성 연구” 한국재료학회지, Vol. 7, No. 2(1997), pp. 162-170
21. J. N. DuPONT et al. : “Modelling mushy zones in welds of multicomponent alloys: implications for solidification cracking” Sci. and Tech. of welding and joining, Vol. 4, No. 1(1999), pp. 1-14
22. J. N. DuPONT et al. : “Modeling solute redistribution and microstructural development in fusion welds of Nb-bearing superalloys” Acta mater. Vol. 46, No. 13(1998), pp. 4781-4790
23. R. M. Nugent : “Alloy 625 surfacing of tool and die steels” Welding J., No. 6(1986) pp. 33-39 (1983), pp. 164-170
24. R. Mehrabain & M.C. Flemings : “Macroseggregation in ternary alloys” Metall. Trans. Vol. 1, No. 2(1970), pp. 455-464
25. T. W. Clyne & W. Kurz : “Solute redistribution during solidification with rapid solid state diffusion” Metall. Trans. A., Vol. 12A, No. 6(1981), pp. 965-971
26. Takashi Sawai et al. : “Microseggregation and precipitation behavior during solidification in a nickel-base superalloy” ISIJ International, Vol. 30, No. 7(1990), pp. 520-528
27. B. Radhakrishnan et al. : “Solidification of the nickel-base superalloy 718: A phase diagram approach” Metall. Trans. A. Vol. 20A, No. 12(1989), pp. 2866-2868
28. B. Radhakrishnan et al. : “A phase diagram approach to studt liquation cracking in alloy 718” Metall. Trans. A. Vol. 22A, No. 4(1991), pp. 887-902
29. ASM : Metals Handbook, 8th ed. Vol. 8, 1973
30. F. N. Rhines : “Phase diagrams in metallurgy: Their development and application” Mcgraw-Hill(1956), pp. 159-185
31. M. C. Flemings : “Solidification processing” Mcgraw-Hill(1974), pp. 31-57
32. M. C. Maguire et al. : “Weldability of alloy 718, 625 and variants” Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, TMS(1994), pp. 881-892
33. W. F. Savage, C.D. Lundin : “The Vareststraint test” Welding J. No. 10(1965), pp. 433s-442s
34. W. F. Savage, C.D. Lundin : “Application of the Vareststraint technique to the study of weldability” Welding J. No. 11, pp. 497s-503s
35. C. D. Lundin, C.H. Lee : “New concepts in Vareststraint testing for hot cracking” Proceedings of the JDC university research symposium (1985) International welding congress, ASM, pp. 33-42
36. S. C. Ernst : “Weldability of high-strength, low expansion superalloys” Welding J. No. 10(1989), pp. 418s-430s
37. T. W. Clyne, W. Kurz : “The effect of melt composition on solidification cracking of steel, with particular reference to continuous casting” Metall. Trans. B., Vol. 13A(1982), pp. 259-266