연구논문

Ni기 초내열합금 용접부의 고온균열에 관한 연구(I)
- 용접금속의 응고균열 감수성에 미치는 Fe의 영향 -

우 인 수* · 강 정 윤** · 西本和俊***

* 大阪大學 接合科學研究所
** 부산대학교 금속공학과
*** 大阪大學 生産科學專攻

A Study on Hot Cracking in Ni-Base Superalloy Welds (I)
- Effect of Fe Contents on Solidification Cracking Susceptibility in Weld Metal -

In-Su Woo*, Chung -Yun Kang** and Kazutoshi Nishimoto***

* Joining and Welding Research Institute, Osaka University. Osaka 567-0047, Japan
** Dept. of Metal Eng., Pusan National University. Pusan 609-735, Korea
** Dept. of Manufacturing Science, Osaka University. Osaka 565-0871, Japan

Abstract

A study was carried out to determine the solidification cracking susceptibility of Ni-base superalloy as a function of Fe content in base metal. Three kinds of Ni-base superalloys with three different levels of Fe content were used. The solidification cracking susceptibility was evaluated by the Trans-Varestraint test at four different strain levels. Quantitative analysis of crack revealed that the solidification crack length and the temperature range in which hot cracking occurred in fusion zone (Brittle Temperature Range, BTR) decreased with a decrease in Fe content. Further, the thermo-calc data indicated that the solidification temperature range also decreased with decreasing Fe content. From these results, it was deduced that the improvement of the solidification cracking susceptibility with decreasing Fe content was attributed to the decrease of the solidification temperature range.

(Received July 7, 2001)

Key Words : Solidification cracking susceptibility, Ni-base superalloy, Trans-Varestraint test, Brittle temperature range

1. 서 론

최근 각종 발전 프랜트 산업에서는 가스터어빈 및 초전도 발전용 재료의 대용량화, 고효율화가 진행되고 있다. 이와 같은 장치, 기기의 주요 구성재료로서는 내식성, 내열성이 뛰어난 Ni기 초내열합금이 주로 이용되고 있다[1-4]. 한편 Ni기 합금의 특성을 충분히 활용하기 위해서는 각 합금에 적용되는 용접기술을 확립하는 것이 요망된다. 그러나, Ni기 합금은 용접 중에 용접금속 및 용접열영향부(이하 HAZ로 표기한다)에서 발생하는 고온균열이 문제점으로 지적[5-8]되고 있다. 일반적으로, HAZ에서 발생하는 고온균열은 용접 전의 모재의 성질에 의해 균열감수성이 결정되기 때문에, 용접 중에 HAZ 균열을 방지하는 것은 매우 어렵지만, 용접금속에서 발생하는 응고균열은 적정 용접재료를 선정하는 것에 의해 균열감수성을 제어할 수 있은 것으로 생각된다.

이전부터 Ni기 초내열합금 중에 대표적 합금인 Inconel 718은 동계열의 Inconel 706합금과 비교하여, 용접금속의 응고균열 감수성이 낮은 것으로 보고[9]되고 있다. 두 합금의 화학조성을 비교하여 보면, Inconel 718 합금은 Inconel 706 합금보다 Fe의 량이 약 10% 정도 적게 함유되어 있다. 재료학적 관점에서 보면, 응고균열 감수성은 냉각시 주상정 입계에 합금원소 및 불순물원소의 응고편석에 의해 잔류하는

액상량에 의존한다. 그러나, Fe함유량의 변화에 따른 응고편석, 잔류 액상량 및 응고균열감수성의 차이에 관한 정량적 연구는 지금까지 보고되고 있지 않다.

따라서 본 연구에서는 Inconel 718 합금의 Ni함유량의 변화를 통한 Fe를 변화시킨 합금을 제조하고, 이들 합금에 대한 용접금속의 응고균열 감수성을 Trans-Varestraint 시험으로 조사하여 보았다. 이 결과와 균열발생온도에 대한 해석결과로부터, 응고균열의 지배인자를 규명하고, 또한 응고균열 감수성에 미치는 Fe의 영향에 대해서 고찰을 행하였다.

2. 시험재료 및 실험방법

본 연구에서 사용한 재료는 Inconel 718합금에 Fe 함유량만을 약 6, 17, 28wt%로 변화시킨 3종류의 합금이다. 합금은 진공유도 용해로에서 제조하고, 약 30mm(t)으로 단조한 후, 용접균열 감수성 평가를 위해 100^{l}mm×80^{w}mm×5^{t}mm의 형상으로 가공하였다. 시험재료의 화학조성을 Table 1에 나타낸다.

응고균열 감수성은 Trans-Varestraint 시험법으로 평가하였다. Fig. 1에 나타낸 것과 같이 100^{l}mm ×80^{w}mm×5^{t}mm의 시험편을 치구 위에 장착한 후, A로부터 C의 방향으로 TIG용접기를 이용해서 비드용접을 행하였다. 용접 중에 아크의 위치가 B지점에 도달할 때 2개의 요오크를 순간적으로 낙하시켜서 용접금속에 응고균열을 발생시켰다. 또한, 치구의 곡률반경에 따른 용접전의 변형량을 측정하기 위해서, 시험편 위에 변형 게이지를 장착한 후, 2개의 요오크를 순간적으로 낙하시켰다. 실측한 결과, 치구의 곡률반경 100, 150, 300, 600에 대한 변형량은 각각 2.9, 1.9, 0.98, 0.49%이었다. TIG용접은 용접전류 100A, 아크전압 14V, 용접속도 1.67mm/s로 실시했다. 시험후 주사식 전자현미경(Scanning Electron scope, 이하 SEM으로 표기한다)을 이용해서 용접금속에 발생한 균열의 길이를 조사하였다.

Trans-Varestraint시험에서 얻어진 최대 균열길이를 온도로 환산하기 위하여, 균열시험과 같은 조건으로 TIG용접하여 용접금속의 온도분포를 측정하였다. 온도 분포는 Fig. 2에 보여주는 것과 같이 시험편

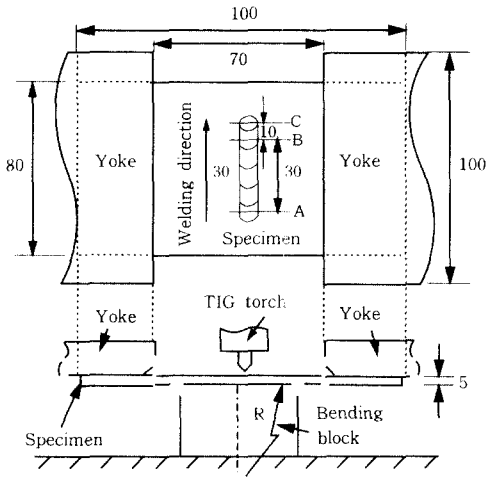


Fig. 1 Schematic illustration of Trans-Varestraint test

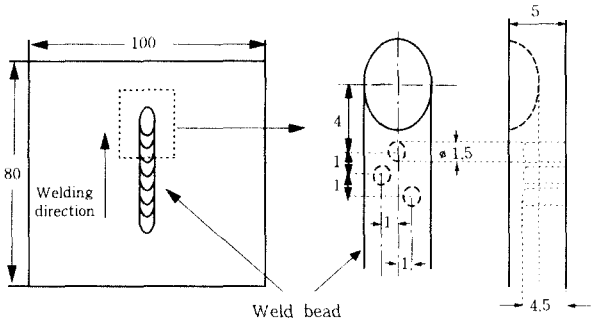


Fig. 2 Trans-Varestraint test specimen for measuring distribution of peak temperature

뒷면에 직경 1.5mm의 드릴을 이용해서 깊이 4.5mm의 홀을 낸 다음, PR열전대를 퍼커션 용접하여 계측하였다. 시험편의 용융경계선으로부터 열전대의 용착부까지의 수평거리를 측정하여, 그 값을 용융경계선으로부터의 거리로 가정하였다. 각 합금의 액상선 및 고상선은 다음과 같은 방법으로 해서 측정하였다. 5^{l}mm ×5^{w}mm×5^{t}mm 형상의 시험편에 PR열전대를 퍼커션 용접한 후, 고주파 가열장치를 이용해서 1723K까지 가열하여 용융시킨 후, 1473K까지 5K/s의 속도로 냉각시켰다. 그후, 얻어진 온도-시간 곡선으로 부터 합금의 액상선 및 고상선 온도를 구했다.

용접금속의 응고균열 파면에 존재하는 생성상은 추출 레프리카법에 의해 시험편을 제작하고 투과식 전자

Table 1 Chemical compositions of Ni-base superalloys used(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Ti	B	Nb	Mg	Fe	N	O
28Fe	0.034	0.01	0.10	<0.003	0.0012	44.12	18.26	0.08	2.85	0.52	0.97	0.036	5.08	<0.0005	27.58	0.0024	0.0010
17Fe	0.040	0.01	0.10	<0.003	0.0009	55.14	18.55	0.05	2.72	0.52	0.95	0.035	4.99	<0.0005	16.57	0.0028	0.0008
6Fe	0.029	0.01	0.10	<0.003	0.0009	65.45	18.48	0.03	2.70	0.51	0.95	0.032	4.96	<0.0005	6.38	0.0024	0.0011
MA718	0.021	0.07	0.07	0.006	0.0007	52.41	18.60	0.06	2.95	0.53	0.97	0.02	-	-	19.44	-	-

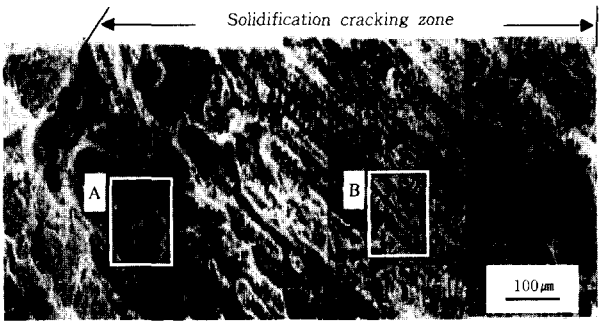
현미경(Transmission Erectron Miscope, 이하 TEM으로 표기한다)을 이용해서 조사하였다

3. 실험방법

3.1 균열발생부에 대한 조직학적 검토

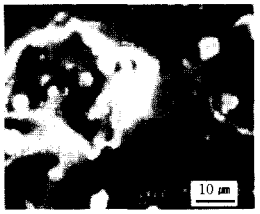
Fig. 3은 부가변형량 2.9%로 Trans-Varestraint 시험을 행한 후, 28%Fe 함유재의 표면부조직을 나타낸 것이다. 응고균열은 용융지의 경계선에 대해서 수직방향으로 다수 발생하고 있으며, 주상정의 입계를 따라서 전파하는 경향이 있다.

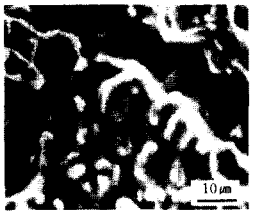
지금까지 연구결과에 의하면, 고부가변형량으로 Trans-Varestraint 시험을 실시할 경우에는 응고균열과 함께 저온 영역에서 연성저하에 의한 균열도 동시에 발생될 가능성이 많아[10], 용접금속의 균열조직을 보다 상세히 검토할 필요가 있으므로, 균열부에 대한 파면관찰을 행하였다. Fig. 4(a)는 부가변형량 2.9%에서 발생한 28%Fe 함유재의 응고균열에 대한 저배율의 파면을 나타낸 것이다. 또한 Fig. 4(b) 및 (c)는 Fig. 4(a)에 표시한 고온영역 A 및 저온영역 B부분을 확대한 파면이다. 고온 영역은 용융지로부터 융액의 침입에 기인하는 것으로 생각되는 평탄한 형상의 조직을 나타내고 있으며, 저온 영역에서는 굴곡이 심한 파면형태를 나타내고 있다. 파면 전체가 산화되어 있으므로, 응고균열과 연성저하균열을 판정하기는 어렵다. 판 두께방향의 깊은 위치에 존재하는 균열 발생부는 균열 표면부와 비교하여, 산화의 영향이 적을 것으로 생각되므로, 균열의 하단부 파면조직을 관찰하여 보았다. 28%Fe 함유재의 균열 저온 영역층에서 하단부 파면조직을 Fig. 5에 나타낸다. 파면은 덴드라이트 형상이 불명확하지만, 비교적 취성파면과 유사한 조직을 보여주고 있다. 이 사실로부터 부가변형량 2.9%



Higher temp. ← Welding direction Lower temp.

(a) Fractograph of solidification crack at low magnification





(b) Higher magnification of A in (a) (c) Higher magnification of B in (a)

Fig. 4 SEM fractograph of a solidification crack: (Specimen: 28wt%Fe, Augmented strain: 2.9%)

이상에서는 응고균열과 함께 연성저하균열도 발생하는 것을 알 수 있다. 전술한 것과 같이 본 연구는 응고균열과 Fe의 관계를 검토하는 것이기 때문에, 이하에서는 용접금속의 균열이 전부 응고균열을 나타내는 부가변형량 1.9%이하의 조건에서 Trans-Varestraint 시험을 행하였다.

Fig. 6은 28%Fe 함유재의 응고균열부의 파면에 존재하는 생성상의 TEM조직 및 회절패턴을 나타낸 것이다. 회절패턴의 해석결과로부터, 28%Fe 합금의 응고균열부에서는 Fe_2Nb (Laves상), NbC 및 Ni_3Nb (γ''상)가 각각 존재하는 것을 알 수 있다. 여기서, 응고균열부의 파면에 존재하는 생성상을 TEM관찰에

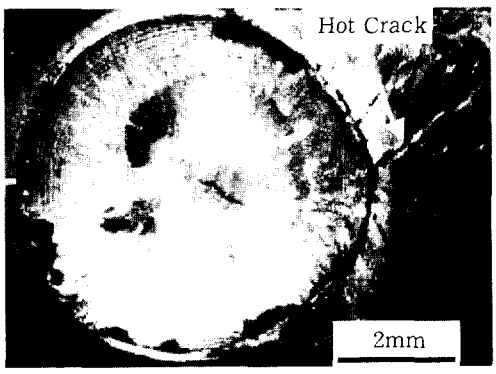


Fig. 3 Hot cracking observed in Trans-Varestraint test specimen : (Specimen: 28wt%Fe, Augmented strain: 2.9%)

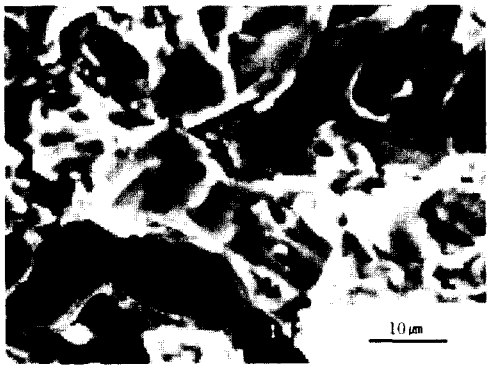


Fig. 5 SEM fractograph of solidification crack at lower temperature side:(Specimen: 28wt% Fe, Augmented strain: 2.9%)

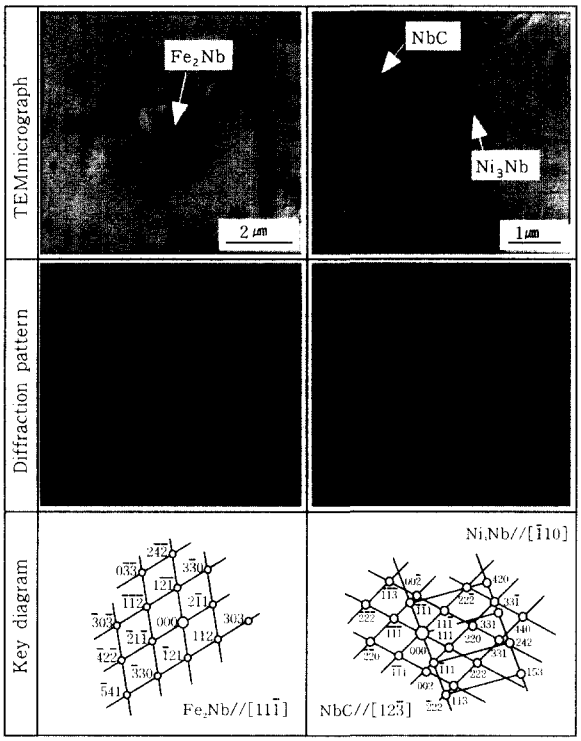


Fig. 6 TEM micrographs and diffraction pattern of product on the fractured surface of solidification crack: (Specimen: 28wt%Fe, Augmented strain: 1.9%)

의해 정량화하고, 그 값을 Fe함유량의 관계로 정리하여 보았다. 그 결과를 Fig. 7에 나타낸다. Fe함유량이 감소함에 따라서 Fe_2Nb량은 감소하고 있는 것에 대해서 NbC 및 Ni_3Nb량은 역으로 증가하는 경향이 보여진다. 이 사실로부터, Fe함유량의 감소에 의해서 응고중에 Fe_2Nb의 생성이 억제되는 것을 알 수 있다.

3.2 응고균열감수성의 정량적 평가

Fig. 8은 Trans-Varestraint시험에 의해 시험편 표면부에 발생된 응고균열의 총 길이를 조사하여, 그 값을 Fe함유량의 관계로 정리한 것이다. 부가변형량이 증가할수록 전시험편의 응고균열의 총길이는 증가한다. 또한, 부가변형량에 관계없이 Fe함유량이 감소함에 따라서 응고균열의 총길이가 감소하는 경향이 있다. 즉, Fe첨가량의 감소에 의해 용접금속의 응고균열 감수성이 개선되는 것을 알 수 있다.

응고균열 감수성에 미치는 Fe함유량의 영향을 보다 상세히 조사할 목적으로 Trans-Varestraint 시험에서 얻어진 균열의 최대길이를 온도로 환산해서 응고균열 감수성을 평가하여 보았다. 열전도 이론에 의하면, 반무한 고체표면을 이동하는 점열원 주위의 온도분포

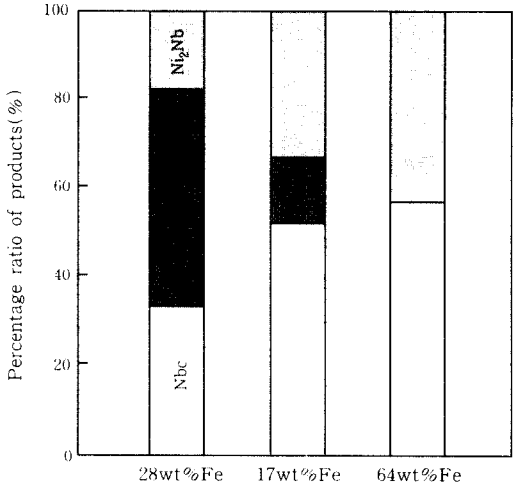


Fig. 7 Relationship between Fe content and percentage ratio of products on the fractured surface of solidification crack

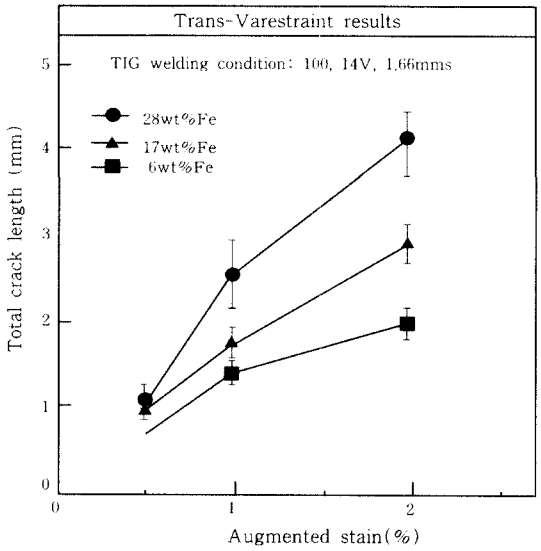


Fig. 8 Effect of Fe content on solidification cracking susceptibility

는 (1)식의 형태로 나타낼 수 있다[11].

$$(\theta - \theta') = \frac{Q}{2\pi\lambda x}\exp\left\{-\frac{v}{4kx}(y^2+x^2)\right\} \qquad (1)$$

여기서, θ는 열원이 원점에 있을 때, 원점으로부터 (x, y, z)의 위치에서 준정상온도, x는 열원으로부터 거리로 용접방향과 반대방향을 +로 한다. y, z는 용접비드 중앙으로부터 직각 방향의 거리, θ_0는 판의 초기온도, Q는 판의 원점에 부여된 입열, v는 용접속도, λ는 열전도도, k는 열확산율($\lambda/c\rho$), c는 비열, ρ는 밀도이다.

(1)식에서 열원으로부터 거리 x는 열원으로부터 용융경계선까지의 거리 X_0 및 용융경계선으로부터 모재

방향의 거리 L을 이용하면, (1)식은 (2)식으로 변환할 수 있다.

$$(\theta-\theta')=\frac{Q}{2\pi\lambda(x_0+L)}\exp\left[-\frac{v}{4k(x_0+L)}(y^2+x^2)\right] \quad (2)$$

여기서, L=0일 때, θ= T_L(액상선온도)이라고 가정하고, Q 및 X_0을 파라메터로 하여, 실측치와 잘 일치하는 곡선을 용접금속의 온도분포곡선으로 하였다.

용융경계선의 온도 T_L을 구하기 위해서, 먼저 각각의 시험재에 대한 액상선 및 고상선온도를 측정하였다. 그 결과를 Table 2에 나타낸다. Fe함유량이 감소할수록 액상선의 온도는 감소하지만, 고상선의 온도는 역으로 증가하는 경향이 있다. 또한 액상선의 온도와 고상선의 온도차 ΔT에 대해서 살펴보면, 28%Fe 함유재의 ΔT의 값은 109K이고, 6%Fe 함유재의 값은 40K이다. Fe첨가량의 감소에 의해 고액공존영역이 69K 정도 감소하는 것을 알 수 있다. 본 연구에서는 Table 2에 표시한 각 시험재의 액상선 온도를 용융경계선의 온도로 하였다.

Table 2 Solidus and Liquidus temperature measured

	T_L	T_S	ΔT
28wt%Fe	1643	1534	109
17wt%Fe	1625	1561	64
6wt%Fe	1612	1572	40

T_L : liquidus temperature T_S : Solidus temperature
$\Delta T(T_L - T_S)$: Solidification temperature range

다음, 각 시험재에 대해서 용융금속의 온도분포를 측정하여 보았다. Fig. 9는 Trans-Varestraint 시험과 같은 조건으로 용접하였을 때 28%Fe 함유재의 용접금속의 온도분포를 측정한 결과를 나타낸 것이다. 각 합금의 실측치를 (2)식에 대입하고 Q 및 X_0을 파라메터로 최적곡선을 최소자승법으로 구한 결과, 각 합금의 온도분포식은 각각 (3)~(5)식으로 표현된다.

$$T=\frac{1.45\times10^4}{L+8.32}\exp\left(\frac{-0.044}{L+8.32}\right)\ (28wt\%Fe) \quad (3)$$

$$T=\frac{1.45\times10^4}{L+9.15}\exp\left(\frac{-0.044}{L+9.15}\right)\ (17wt\%Fe) \quad (4)$$

$$T=\frac{1.45\times10^4}{L+8.94}\exp\left(\frac{-0.044}{L+8.94}\right)\ (6wt\%Fe) \quad (5)$$

Fig. 10은 Trans-Varestraint 시험에서 얻어진 각 합금의 최대 응고균열을 (3)~(5)식을 이용하여 온도로 환산하여, 부가변형량과 관계를 나타낸 것이다. Fe함유량에 관계없이 부가변형량이 0.98%이상으로 되면 응고균열의 종단부 온도가 포화되는 경향이 있다. 또한 각 합금의 액상선 온도와 포화된 최대 균열의 종단부 온도의 범위를 응고취성온도범위(Brittle Temperature Range, BTR)로 하면, 응고취성온도범위는 Fe첨가량이 감소함에 따라서 감소하는 것을 알 수 있다. 이상의 결과로부터 Fe함유량의 감소에 의해서 응고균열 감수성이 개선되는 것은 응고균열 발생 온도범위가 감소하는 것에 기인하는 것으로 생각된다.

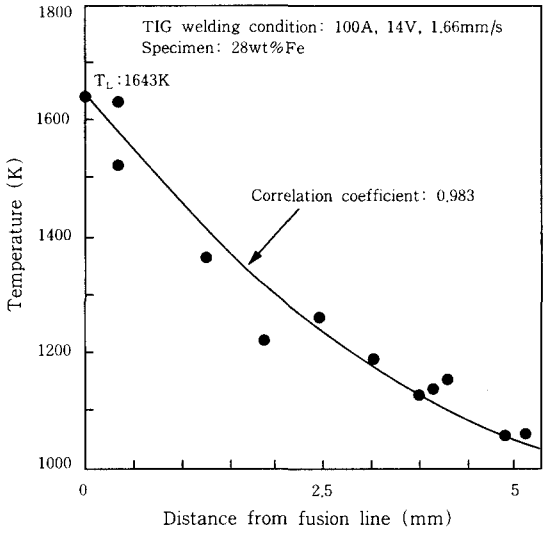


Fig. 9 Distribution of temperature in weld metal

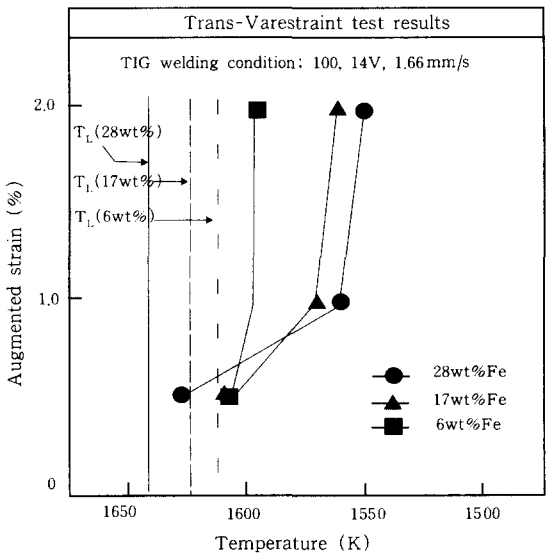


Fig. 10 Effect of Fe content on solidification cracking temperature range

4. 응고균열발생온도에 미치는 Ni의 영향에 관한 이론적 고찰

Trans-Varestraint 시험결과로부터 Fe함유량이 감소할수록 Ni기 초내열합금의 응고균열 감수성은 개선되는 것을 알았다. 여기에서는 응고균열 감수성에 미치는 Fe의 영향에 대해서 고찰하기로 한다.

Fe함유량의 감소에 따른 응고균열 감수성의 개선기구로는 전술한 바와 같이 응고균열 발생온도의 감소가 주된 원인인 것으로 생각된다. 일반적으로 응고균열 발생온도는 모재의 응고온도범위와 밀접한 관계를 갖고 있다. 따라서, Fe첨가에 따른 모재의 응고온도범위 변화를 이론적으로 검토하기 위해서 열역학적 데이터베이스(Thermo-calc)을 이용한 계산을 행하였다. 계산에 있어서는 기지의 주 구성원소인 Ni-Cr-Fe에 Nb, Ti을 첨가한 5원계 합금을 대상으로 평형계산을 하였으며, 계산에 의해 얻어진 각 합금의 액상선 온도와 고상선 온도의 차이를 응고온도범위로 했다. Fig. 11은 계산결과와 앞에서 얻어진 부가변형량 1.9%일 때의 응고균열 발생온도를 함께 나타낸 것이다. Fe첨가량이 감소할수록 계산에 의한 응고온도범위는 감소하고 있으며, 계산한 응고균열 발생온도는 실측 온도와 정성적으로 양호한 대응관계를 표시하고 있는 것을 알 수 있다. 이 사실로부터, Fe함유량 감소에 의해 응고균열 감수성이 개선되는 것은 응고온도범위의 감소 때문인 것으로 생각된다.

용접금속의 응고균열은 응고 시에 주상정 입계에 잔류한 액상에 인장변형이 가해지기 때문에 발생하는 것으로 생각된다. 바꾸어 말하면, 용접금속의 응고균열 감수성은 냉각 시에 잔류한 입계의 액상량과 그 액상

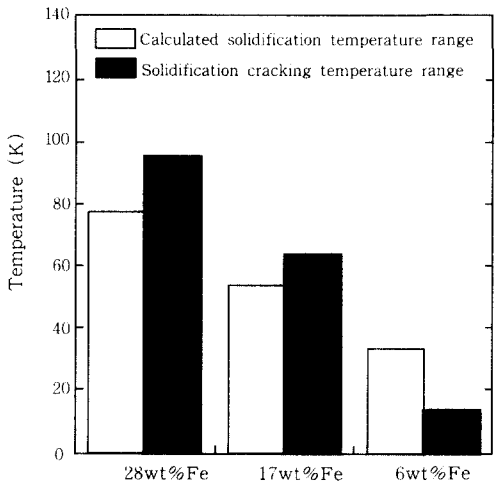


Fig. 11 Relationship between solidification cracking temperature range and solidification temperature range

에 가해지는 인장변형량에 의존하는 것으로 말할 수 있다. 동일 용접열사이클 과정에서 고려하면, Fe함유량이 적은 합금은 응고온도범위의 감소로 인하여 응고속도가 Fe함유량이 많은 합금과 비교하여 빠르기 때문에 응고과정에서 잔류하는 입계의 액상량은 감소하게 된다. 또한, 응고속도가 증가함에 따라서 잔류한 입계의 액상에 가해지는 인장변형의 시간은 감소하게 된다. 이와 같이 Fe함유량이 감소하게 되면, 용접열사이클 과정에 냉각 시에 입계의 잔류 액상량과 액상에 가해지는 인장변형의 시간이 감소하기 때문에, 응고균열 감수성이 개선되는 것으로 생각된다.

전술한 것과 같이, 응고균열은 냉각 시 주상정 입계에 잔존하는 액상에서 발생한다. 즉, 실제 응고균열 감수성을 정량적으로 검토하기 위해서는, 냉각 시의 첨가원소 및 불순물원소의 응고편석에 미치는 Fe의 영향에 대해서도 조사할 필요가 있다. 앞에서는 Fe함유량이 감소함에 따라서 응고균열 파면에 존재하는 Fe_2Nb의 량이 감소되었으며, 6%Fe 함유재에서는 정출상으로서 NbC만이 존재하는 것을 나타내었다. Knorovsky[12]에 의하면 Inconel 718합금에 있어서 용접금속부의 응고과정은 $L \rightarrow L+\gamma \rightarrow L+NbC \rightarrow \gamma+Fe_2Nb$의 순으로 되며, Fe_2Nb는 최종응고부에서 정출하는 것으로 알려지고 있다. 즉, Fe함유량의 감소에 의해서 응고균열 파면에 Fe_2Nb량이 감소된다는 것은 응고균열 발생 시에 주상정 입계에 잔존하는 액상량이 적어지는 것을 의미하고, 결과적으로 응고균열 감수성이 개선되는 것으로 생각된다.

이전부터 주상정 입계에 S, P같은 불순물 원소가 응고편석함에 따라서 응고균열 감수성이 높아지는 것으로 지적되고 있다[13]. 그래서, 이하에서는 불순물 원소 S의 응고편석에 미치는 Fe함유량의 영향을 이론적으로 고찰하기로 한다. 본 연구에 이용된 합금의 전 원소를 대상으로 검토하여야 하지만, 계산의 편의상 (Ni-Cr-Fe-Ti-Nb)-S의 2원계 합금을 대상으로, 용접 후 냉각 시에 발생하는 S의 응고편석에 대해서 검토를 행하였다. 용접금속의 주상정 중에 S의 농도분포는 입계 부근에서 높은 농도를 나타낼 것으로 예상된다. 최근, Matsumiya[14] 등은 용질원소의 고상 내의 확산을 고려한 응고편석 모델을 제안하고 실험치와 양호한 대응관계가 얻어진다고 보고하고 있다. 따라서 본 연구에서도, 이 모델을 이용해서 수치해석에 의한 S의 응고편석의 이론적 검토를 행하였다.

수치해석을 위해서 이하에 나타내는 것과 같은 내용을 가정하였다.

1) 주상정의 형상은 Fig. 12에 표시하는 것과 같이 1차원 방향으로만 성장하는 것으로 하였고, 고상

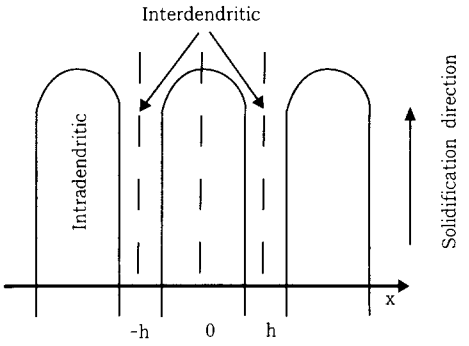


Fig. 12 Model used for numerical calculation of microsegregation during solidification

내에서 S의 1차원 확산은 x축 방향만을 고려하고, 응고 축방향 확산은 무시하였다.

2) 확산정수는 온도의존성을 고려하였다.

3) 주상정의 횡단면은 온도가 일정하고, 시간의 경과에 따라 변화한다.

4) 고액계면에서는 국부평형을 이루고 있는 것으로 가정하고, S의 고상농도와 액상농도의 비는 평형분배계수로 하였다.

5) 응고개시는 Thermo-calc로부터 계산된 액상선 온도로부터 시작하는 것으로 하고, 응고종료온도는 액상온도와 평행분배계수로부터 산출하였다.

6) 액상 내에서는 농도분포가 존재하지 않는 것으로 하였다.

7) 액고액계면의 이동은 Matsumiya[14]에 의해 제안된 (6)식으로부터 산출한 액상온도인 T_L에서 주어진 냉각속도로 시험편의 온도가 저하하도록 계면을 이동시켰다.

$$T_L = T_L - \sum m_i C_L^{i*} \tag{6}$$

여기서, T_L은 액상선 온도, T_m은 Thermo-calc에서 구해진 각 용접금속의 융점, C^{i*}_L은 액상 중의 초기조성으로부터의 농도변화이다.

8) 응고 후에 응고편석의 균질화 과정은 고려하지 않았다.

상기의 가정을 기초로 하여, 액상과 고상이 존재할 때, 고상 내의 확산과 분배를 직접차분법(Explicit method)에 의해 풀고, 기본 차분방정식을 이하의 식으로 표시한다.

1) 고상 내의 용질원소 농도 변화식

$$C_s(i) = C_{sB}(i) + \frac{D\Delta t}{\Delta X^2}\left(C_{sB}(i+1) - 2C_{sB}(i) + C_{sB}(i-1)\right) \tag{7}$$

단, D는 확산계수, Δt는 미소시간 단위, $C_S(i)$은 각 시간에서 고상농도, $C_{SB}(i)$는 $\Delta t(s)$ 전의 고상농도이다.

2) 고액계면의 국부평형식 (i=k)

$$C_{s(k)} = KC_L(k+1) \tag{8}$$

여기서 K는 평형분배계수, k는 고액계면의 요소이다.

3) 질량보존 관계식

$$\sum_{n=1}^{k} C_s(i) + (N-k)C_L(i+1) = NC_0 \tag{9}$$

여기서 $C_S(i)$는 각 시간에서 고상농도, $C_L(i+1)$는 요소 (i+1)의 액상에서 용질원소의 농도, N는 총 요소 분할 수, C_o는 용질원소의 농도, k는 고액계면의 요소이다.

응고편석의 계산에 이용된 물리정수는 이하와 같이 산출하거나, 인용하였다. S의 확산정수는 기지 조성에 가까운 50%Ni-Fe 합금의 확산정수(1223~1473K)을 인용[15]하였으며, 냉각속도는 열전대에 의해 실측한 값을 사용하였다. 또한, 액상선, 고상선 및 평형분배계수는 Ni-Cr-Fe-Ti-Nb-S의 6원계로 가정하고, Thermo-calc을 사용하여 구하였다.

Fig. 13은 이상의 해석 수순에 의해 얻어진 각 합금의 주상정 내의 응고편석 시, S농도를 나타낸 것이다. Fe함유량에 관계없이 각 합금은 초기농도와 비교하여 최종 응고부에서는 S가 농화되고 있는 양상을 볼 수 있다. 또한, 17% 및 6%Fe 함유재가 Fe함유량이 많은 28%Fe함유재와 비교하여, 최종 응고부의 S농도가 낮은 것을 알 수 있다. 한편, 계산에 의해 구해진

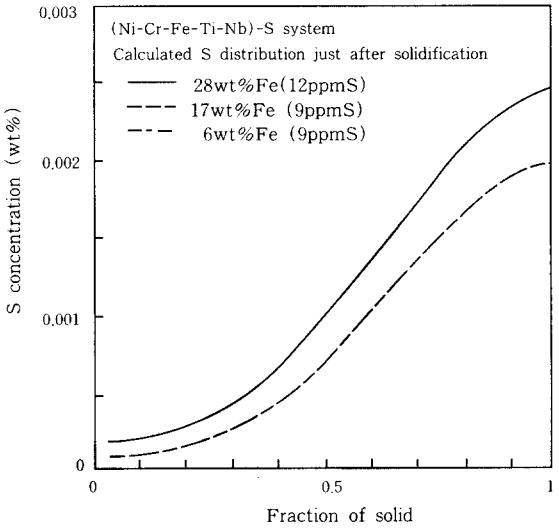


Fig. 13 Calculated S distribution immediately after solidification of dendrite in weld metal

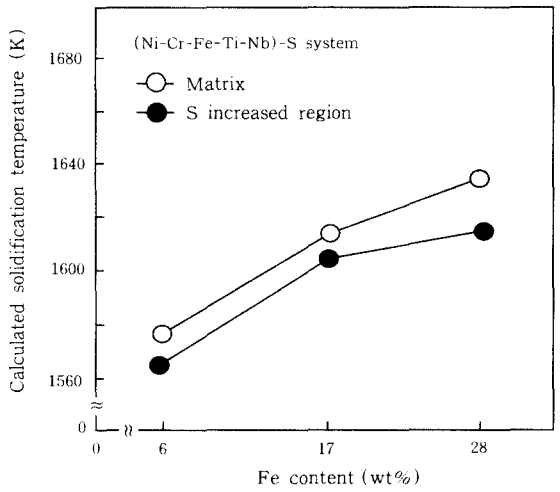


Fig. 14 Calculated solidification temperature at final solidified region of dendrite in weld metal

각 합금의 기지 및 S가 편석된 영역의 응고 종료온도를 Fig. 14에 나타낸다. Fe함유량에 관계없이 S가 편석된 영역은 기지와 비교하여 응고 종료온도가 저하하는 경향이 있다. 또한 S가 편석된 영역의 응고 종료온도를 보면, Fe함유량이 감소함에 따라서 응고 종료온도가 큰 폭으로 상승하는 것을 알 수 있다. 이상의 계산 결과로부터, Fe함유량의 감소에 의해 응고균열 감수성이 개선되는 것은 응고 중에 S의 편석량이 감소하는 것이 하나의 원인으로 작용하는 것으로 생각된다.

5. 결 론

Ni기 초내열합금의 응고균열 감수성에 미치는 Fe의 영향을 검토하고, 응고균열 발생의 지배인자 및 개선기구에 대해서 고찰을 행하였다. 얻어진 결과를 이하에 요약한다.

1) 모재의 Fe함유량을 6, 17, 28%로 변화시킨 Ni기 초내열합금에 대해서 Trans-Varestraint 시험을 행한 결과, Fe함유량의 감소와 함께 응고균열 감수성이 개선되는 것을 알았다.

2) TEM 회절패턴의 해석결과로부터, 28%Fe 합금의 응고균열부에서는 Fe_2Nb(Laves 상), NbC 및 Ni_3Nb상(γ''상)가 각각 존재하는 것을 알았다. 한편, Fe함유량이 적은 6% 및 17% Fe 함유재의 응고균열부는 NbC 및 Ni_3Nb가 주체로 해서 구성되어 있는 것이 확인되었다.

3) Thermo-calc에 의해 계산한 응고온도범위를 Trans-Varestraint 시험에 의해 얻어진 응고취성 온도범위와 비교한 결과 양호한 대응관계를 가지는 것을 알았다.

4) Fe함유량의 감소에 따른 응고균열 감수성의 개선 원인으로서는 용접열사이클 과정 중 냉각 시에 주상정 입계의 잔류 액상량과 액상에 가해지는 인장변형의 시간이 감소하기 때문으로 생각되었다.

5) 용접금속에 있어서 응고완료시의 S편석을 수치해석에 의해 검토한 결과, Fe함유량이 감소함에 따라서 최종 응고부의 S의 편석량이 감소함을 알았다

참 고 문 헌

1. 禹仁秀 : Inconel 718の鑄造合金のレーザ溶接部のHAZ割れに關する研究, 大阪大學博士學位論文, (1999, 12)
2. 中尾 : 내열耐熱材料の溶接・接合, 日本溶接學會誌, 62-8(1993), 575-581
3. 日本溶接學會偏 : Inconel 718の溶接技術の研究(1)(1997, 4)
4. 日本溶接學會偏 : Inconel 718の溶接技術の研究(2)(1997, 4)
5. I. WOO, K. NISHIMOTO, K. TANAKA and M. SHIRAI : Characteristics of heat affected zone cracking in Inconel 718 cast alloy, Welding International, 14-5(2000), 365-374
6. I. WOO, K. NISHIMOTO, K. TANAKA and M. SHIRAI : Effect of grain size in heat affected zone cracking susceptibility, Welding International, 14-7(2000), 514-522
7. I. WOO, K. NISHIMOTO, K. TANAKA and M. SHIRAI : Effect of homogenization heat treatment on heat affected zone cracking susceptibility, Welding International, 14-7(2000), 53-522
8. Kazutoshi NISHIMOTO, Insu WOO and Makoto SHIRAI : Effect of Grain Size and Homogenization heat treatment on the HAZ Cracking Susceptibility, ISIJ International 40(2000), S39-S43
9. R.A.Mayor : Selected Mechanical Properties of Inconel 718 and 706 Weldments, Welding Journel, 55-9(1965), 269s-275s
10. 茅野林造, 石黑 徹, 西本和俊 : Ni基超合金Inconel 706の凝固割れ感受性に及ぼすNiの影響, 日本溶接學會誌, 62-8(1993), pp 575-581の材料擧動と溶接缺陷, 日本溶接學會論文集, 16-3(1998), 365-373
11. N. N. Rykalin : Calculation of Thermal Process in Welding, Mashgiz(1951)
12. G. A. Knorovsky, M. J. Cieslak, T. J. Headley, A. D. Romig and W. F. Hammmetter Solidification Diagram, Metall. Trans. A, 20(1991), 887-902
13. 片山 : 完全オステナイト系ステンレス鋼SUS310Sの溶接凝固龜裂の改善に關する基礎的研究, 大阪大學博士學位論文(1981)
14. Tohru MATSUMIYA, hIROYUKI KAJIOKA, Shozo MIZOGUCHI, Yoshiyuki UESHIMA and Hisao ESAKA : Mathematical Analysis of Segregation in Continuously - cast Slabs, Trans. ISIJ, 24(1984), 873-882
15. P. Netter, N. Barbouth and J. Oudar : C. R. Acad. Sc. Paris, 295 series 2-8