

## 오스테나이트계 스테인리스강 레이저 용접부의 응고균열 거동 (Part 2) - $\delta$ 페라이트 정출 및 응고편석 거동에 따른 응고균열 민감도 변화 -

천은준<sup>\*,†</sup> · 이수진<sup>\*</sup> · 서 정<sup>\*</sup> · 강남현<sup>\*\*</sup> · Kazuyoshi Saida<sup>\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup>한국기계연구원 부산레이저기술지원센터

<sup>\*\*</sup>부산대학교 재료공학부

<sup>\*\*\*</sup>Division of Materials and Manufacturing Science, Osaka University

### Solidification Cracking Behavior in Austenitic Stainless Steel Laser Welds (Part 2) -Effects of $\delta$ -ferrite Crystallization and Solidification Segregation Behavior on Solidification Cracking Susceptibility-

Eun-Joon Chun<sup>\*,†</sup>, Su-Jin Lee<sup>\*</sup>, Jeong Suh<sup>\*</sup>, Namhyun Kang<sup>\*\*</sup> and Kazuyoshi Saida<sup>\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup>Busan Laser Application Support Center, Korea Institute of Machinery and Materials (KIMM),  
Busan 46744, Korea

<sup>\*\*</sup>Department of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 46241, Korea

<sup>\*\*\*</sup>Division of Materials and Manufacturing Science, Osaka University, Osaka 565-0871, Japan

<sup>†</sup>Corresponding author : eunjoonchun@kimm.re.kr

(Received October 8, 2016 ; Revised September 12, 2016 ; Accepted October 5, 2016)

#### Abstract

A numerical simulation of the solid/liquid coexistence temperature range, using solidification segregation model linked with the Kurz-Giovanola-Trivedi model, explained the mechanism of the BTR shrinkage (with an increase in welding speed) in type 310 stainless steel welds by reduction of the solid/liquid coexistence temperature range of the weld metal due to the inhibited solidification segregation of solute elements and promoted dendrite tip supercooling attributed to rapid solidification of laser beam welding. The reason why the BTR enlarged in type 316 series stainless welds could be clarified by the enhanced solidification segregation of impurity elements (S and P), corresponding to the decrement in  $\delta$ -ferrite crystallization amount at the solidification completion stage in the laser welds. Furthermore, the greater increase in BTR with type 316-B steel was determined to be due to a larger decrease in  $\delta$ -ferrite amount during welding solidification than with type 316-A steel. This, in turn, greatly increases the segregation of impurities, which is responsible for the greater temperature range of solid/liquid coexistence when using type 316-B steel.

Key Words : Laser beam welding, Solidification cracking susceptibility, Solidification segregation, impurity elements,  $\delta$ -ferrite

#### 1. 서 론

레이저 용접 (laser beam welding: LBW) 및 아크 용접 (gas tungsten arc welding: GTAW) Vareststraint 시험을 통해, 오스테나이트계 스테인리스강의 응고 균열 발생 온도 범위 (solidification brittle temperature range, BTR) 는 오스테나이트 단상 (A 모드), 오스

테나이트- $\delta$  페라이트 (AF 모드),  $\delta$  페라이트-오스테나이트 (FA 모드) 2상 응고의 각 응고모드 및 용접 속도에 따라 상이한 거동을 나타냄이 확인 되었다. 일반적으로 금속 재료의 고액공존온도범위는 BTR 을 포함하는 것으로 알려져 있고<sup>1)</sup>, BTR 은 상부 온도 값과 하부 온도 값으로 그 범위가 결정된다. 즉, BTR 의 상부 온도 값은 응고시작온도 ( $T_s$ ) 와 동등 수준일 것으로 판단되며, 용접 응고시의 응고시작온도는 덴드라이트

선단온도로 추정 가능하다. 그리고 BTR 의 하부 온도 값은 응고종료온도 ( $T_f$ ) 와 유사한 값을 가질 것으로 판단되나, 응고 시에는 분배 계수에 상응하여 용질 원소가 잔류 액상에 배출되는 응고편석이 발생한다. 즉, 응고종료온도는 용질 원소의 응고편석 거동에 기반한 편석 농도를 계산하고 농도를 온도 단위로 변환함으로써 추정 가능하다. 즉, 용접 속도에 따른 응고 과정의 고액공존온도범위 ( $T_s - T_f$ ) 변화의 해석을 통해 레이저 용접부 BTR 변화 거동의 지배 인자를 검토 하고자 한다. 자세한 해석 절차는 저자의 선행 연구 결과<sup>2,3)</sup> 를 참조하였으며, 아래 (제 3 장) 는 고액공존온도범위의 계산 과정을 간략히 기술하고 있다.

## 2. 사용 재료

응고균열 민감도를 평가하기 위해 응고모드가 상이한 3종의 오스테나이트계 스테인리스강, 즉 1 종의 STS310 (A 모드), 2 종의 STS316 (AF, FA 모드) 을 사용하였다. Table 1 은 각각의 화학 조성을 나타낸다. 편의상 STS310 은 310, AF 모드의 STS316 은 316-A, FA 모드의 STS316 은 316-B 강 으로 명명한다.

## 3. 용접 응고 시의 고액공존온도범위 해석

### 3.1 응고시작온도의 계산

응고시작온도 ( $T_s$ ) 는 덴드라이트 선단온도 ( $T_{tip}$ ) 의 계산을 통해 추정하였다. 덴드라이트 성장 이론인 Kurz-Giovanola-Trivedi (KGT) 모델<sup>4-6)</sup> 을 다원계에 확장하여 사용하였다<sup>7,8)</sup>. 덴드라이트 선단온도 ( $T_{tip}$ ) 는 평형 액상선 온도 ( $T_i^{eq}$ ) 에서 과냉에 의한 온도 감소분 ( $\Delta T$ ) 으로 나타낼 수 있다.

$$T_{tip} (= T_s) = T_i^{eq} - \Delta T \quad (1)$$

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_r + \Delta T_k + \Delta T_{cell} \quad (2)$$

$\Delta T_c$  는 조성적 과냉도,  $\Delta T_r$  는 고액 계면의 곡률에 의

한 과냉도,  $\Delta T_k$  는 kinetic 과냉도,  $\Delta T_{cell}$  는 셀 과냉도를 각각 의미한다<sup>4-6)</sup>. 따라서, 응고시작온도 ( $T_s$ ) 는 Eq. 3 으로 나타낼 수 있다<sup>9-12)</sup>.

$$T_s = T_i^{eq} - \sum_i m_i^{eq} C_i^0 \left\{ 1 - \frac{k_i^{eq} - k_i^V \left( 1 - \ln \frac{k_i^V}{k_i^{eq}} \right)}{1 - k_i^{eq}} \right\} - \frac{2\Gamma}{R} - \frac{R_g T_m^2}{\Delta H_f V_0} V - \frac{GD}{V} \quad (3)$$

여기서,  $c_i^0$  은 합금원소  $i$  의 조성,  $m_i^{eq}$  은 평형 액상선 구배,  $k_i^{eq}$  는 평형 분배계수,  $k_i^V$  는 속도 의존형 분배 계수,  $I_v(P_i^C)$  는 Ivantsov 의 해,  $\Gamma$  는 Gibbs-Thompson 계수,  $T_m$  는 순철의 용점,  $\Delta H_f$  는 융해열,  $V$  응고 속도,  $V_0$  는 액상내의 음속,  $G$  는 온도 구배 이다. 조성적 과냉도 ( $\Delta T_c$ ) 는 Fe 와 각 합금 원소의 2원계 (Fe-C, Mn, Si, S, P, Cr, Ni, Mo) 에 해당하는 과냉도를 합산하여 산출하였다. 또한 AF 혹은 FA 모드의 2상 응고를 나타내는 316-A, 316-B 강의 응고시작온도 ( $T_s$ ) 는  $\delta$  페라이트와 오스테나이트에 대해 각각의 덴드라이트 선단온도 ( $T_{tip}$ ) 를 계산한 뒤, 2 상 중에서 보다 고온의 덴드라이트 선단온도를 응고시작온도 ( $T_s$ ) 로 채택하였다.

### 3.2 응고종료온도의 계산

응고종료온도 ( $T_f$ ) 는 응고 시 잔류 액상에서의 용질 원소 농화 정도에 의존하는 것에 기반하여, 응고편석 모델에 의해 도출된 각 용질 원소의 편석량을 온도로 변환하는 방식으로 계산하였다. 본 응고편석 모델은 Fig. 1 에 모식적으로 나타내고 있다. Morishita et al.<sup>13)</sup> 가 제안한 비평형 응고 확산 모델에 기반하며, 덴드라이트 단면 형상을 2 차원의 육각형으로 가정하는 유한 차분법을 사용한다. 특히, 310 강과 316-A 및 316-B 강의 응고모드의 차이를 반영하기 위해 310 강은 오

**Table 1** Chemical composition of materials used

Materials	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Fe
Type 310 (A mode)	0.050	0.81	0.69	0.0010	0.021	24.88	19.18	-	Bal.
Type 316-A (AF mode)	0.0085	0.79	0.44	0.0009	0.023	17.56	12.02	2.15	Bal.
Type 316-B (FA mode)	0.0050	1.50	0.47	0.0010	0.029	18.51	11.50	2.28	Bal.

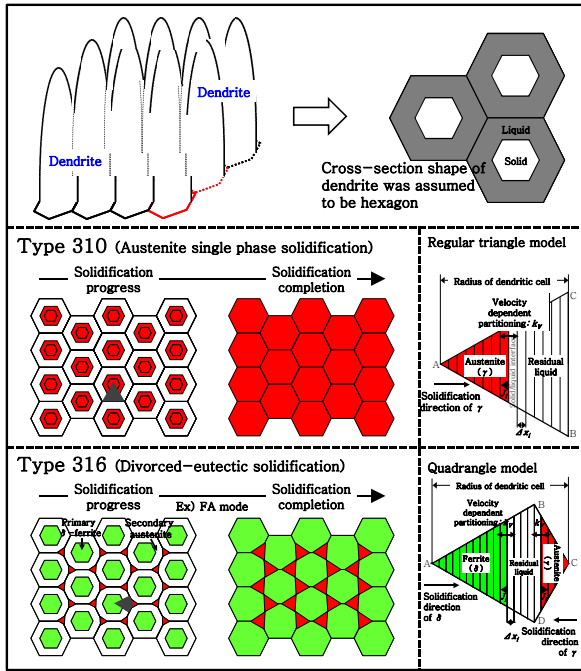


Fig. 1 Schematic illustration of simulation model for solidification segregation behavior

스테나이트 단상 응고를, 316-A 및 316-B 강은 오스테나이트-δ 페라이트 2상 응고 (분리 공정, divorced-eutectic) 모델을 각각 적용하였다. 덴드라이트 중심에서 단계적으로 응고가 진행되며 응고 진행 시 고액 계면의 이동 및 용질 원소의 분배 등은 Fick의 제 1 법칙에 기초하여 계산 하였다.

$$J_i = D \frac{C_{i+1} - C_i}{\Delta x} \quad (4)$$

$D$ 는 확산 계수,  $C_i$ 는  $i$  번째 요소에서의 용질 원소 농도, 그리고  $\Delta x$ 는 요소간 간격을 의미한다. 응고 진행 ( $\Delta t$ )에 따른 각 요소간 용질 원소 변화량 ( $\Delta C_i$ )는 Eq. 5으로 나타낼 수 있다.

$$\Delta C_i = \frac{2D\Delta t}{\Delta x_i(S_i + S_{i-1})} \left\{ S_i \frac{C_{i+1}^b - C_i^b}{\Delta x_i} - S_{i-1} \frac{C_i^b - C_{i-1}^b}{\Delta x_{i-1}} \right\} \quad (5)$$

$S_i$ 는 최소 요소에서  $i$  번째 요소까지의 면적,  $\Delta t$ 는 응고 시간 간격,  $\Delta x_i$ 는  $i$  번째 요소의 간격,  $C_i^b$ 는  $i$  번째 요소의 직전 응고 시간 간격에서의 용질 원소의 농도를 의미한다. 그리고, 310 강과 316-A 및 316-B 강의 상이한 응고모드를 반영하기 위해 310 강의  $S_i$  (triangle 모델)는

$$S_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \left( \sum_{k=1}^i \Delta x_k \right)^2 \quad (6)$$

316-A, B 강의  $S_i$  (quadrangle 모델)는

$$S_i = \frac{1}{2\sqrt{3}} \left( \sum_{k=1}^i \Delta x_k \right)^2 \quad (7)$$

으로 각각 설정 하였다. 고상과 액상 계면에서의 용질 농도는 속도 의존형 분배 계수 ( $k_v$ )를 통해 Eq. 8로 나타내었다.

$$C_j^s = k_v C_{j+1}^l \quad (8)$$

여기서,  $C_j^s$ 는  $j$  번째 요소의 고상 상태에서의 용질 원소 농도,  $C_{j+1}^l$ 는  $j+1$  번째 요소 액상 상태에서의 용질 원소 농도를 의미한다. 상기의 응고편석 모델은 Eq. 3으로부터 계산된 응고시작온도부터 개시 하였다. 2상 응고하는 316-A, 316-B 강은 Eq. 3을 통해 얻어진 제 2상의 덴드라이트 선단온도 ( $T_{tip}$ )부터 제 2상의 응고 계산을 개시하도록 설정 하였다. 제 2상 정출 후 초정상과 제 2상의 단계적 응고는 Eq. 9에 기반하여 계산된 각 상 전방 잔류 액상의 액상선 온도 ( $T_m$ )가 낮은 상이 우선하여 진행되도록 하였다.

$$T_m = T_{tip} - \sum_i m_i^v (C_{j+1}^l - C^0) \quad (9)$$

여기서,  $m_i^v$ 는 Boettinger et al.<sup>9)</sup>에 의해 제안된 속도 의존형 액상선 구배이다. 상기의 응고편석 계산은 BTR과 응고 시 액상 잔존량과의 상관 관계에 대한 Nishimoto et al.의 선행 연구 결과<sup>14)</sup>를 참조하여 응고 진행률 95%까지 계산하였으며, 최종 잔류하는 5% 액상 내의 평균 용질 원소 농도를 응고편석 된 농도로 취하였다. 각 용질 원소의 응고편석은 Fe와의 2원계 (즉, Fe-C, Mn, Si, S, P, Cr, Ni, Mo)를 대상으로 진행하였고, 응고 종료온도 ( $T_f$ )는 5% 잔류 액상 내 각 용질원소의 편석 농도를 상용 열역학 계산 소프트웨어 Thermo-Calc (SSOL4)에 대입하여 도출하였다.

### 3.3 해석 조건

본 해석에 사용된 재료 상수들을 Table 2 및 3<sup>15-17)</sup>에, 해석 조건은 Table 4에 각각 나타내었다. 용접 금속의 미세 조직학적 검토에 기초하여 덴드라이트 단면 반경은 용접 속도 (응고 속도)에 관계없이 10  $\mu\text{m}$ , 요소 분할 수는 100개로 설정 하였다. 응고 속도 (덴드라이트 성장 속도)는 용접 속도와 동일, 각 합금 원소간 확산 등의 상호 작용은 무시하였다. 냉각 속도는

**Table 2** Material constants used for numerical calculation of solidification initiation temperature (for the KGT model)

Constants	Values	
Equilibrium liquidus temperature (K)	Type 310	1653.7 (Thermo-Calc, SSOL4)
	Type 316-A	$\gamma$ : 1688.2 (Thermo-Calc, SSOL4)
		$\delta$ : 1687.8 (Thermo-Calc, SSOL4)
	Type 316-B	$\gamma$ : 1669.2 (Thermo-Calc, SSOL4)
$\delta$ : 1688.8 (Thermo-Calc, SSOL4)		
Length scale for solute trapping (m)	$5.0 \times 10^{-9}$	
Gas constant (J/mol K)	8.31446	
Liquidus temperature of pure Fe (K)	1803	
Sonic velocity in liquid (m/s)	2000	
Gibbs-Thomson coefficient (Km)	$\gamma$ : $3.2 \times 10^{-7}$	
	$\delta$ : $2.6 \times 10^{-7}$	
Enthalpy of fusion (J/kg)	$\gamma$ : 237201	
	$\delta$ : 221381	

**Table 3** Material constants used for numerical calculation of solidification initiation and completion temperatures in binary systems of Fe-C, S, P, Cr, Ni, Si, Mn and Mo (for KGT and solidification segregation models)

Constants	C	S	P	Cr	Ni	Si	Mn	Mo
Equilibrium partition coefficient in $\gamma$	0.40	0.02	0.11	0.88	0.95	0.61	0.85	0.61
Equilibrium partition coefficient in $\delta$	0.20	0.05	0.14	1.02	0.77	0.62	0.74	0.86
Equilibrium liquidus slope in $\gamma$ (K/mass%)	-39.6	-21.0	-20.6	-1.96	-2.20	-12.1	-3.71	-2.76
Equilibrium liquidus slope in $\delta$ (K/mass%)	-59.0	-26.5	-24.6	0.34	-3.47	-12.0	-4.19	-1.29
Diffusion coefficient in liquid ( $10^{-7} \text{m}^2/\text{s}$ )	5.20	41.4	0.43	2.67	4.92	0.51	4.6	0.61
Activation energy for diffusion in liquid (kJ/mol)	19.1	87.9	33.5	67.2	68.0	38.4	70.6	42.0
Diffusion coefficient in $\gamma$ ( $10^{-4} \text{m}^2/\text{s}$ )	2.30	0.75	8.70	0.17	0.77	0.30	0.16	0.036
Diffusion coefficient in $\delta$ ( $10^{-3} \text{m}^2/\text{s}$ )	0.002	0.14	29.0	3.70	0.97	0.17	0.15	15.0
Activation energy for diffusion in $\gamma$ (kJ/mol)	148	236	273	264	281	252	262	240
Activation energy for diffusion in $\delta$ (kJ/mol)	83.9	203	271	267	262	229	234	283

**Table 4** Conditions for numerical calculations

Calculation conditions	
Dendrite radius ( $\mu\text{m}$ )	10.0
Number of mesh division	100
Welding speed (mm/s)	1.67 (GTAW), and 20.0, 40.0 (LBW)
Cooling rate (K/s)	Welding speed 1.67 mm/s: 240
	Welding speed 20.0 mm/s: 1200
	Welding speed 40.0 mm/s: 1940

실측 치에 기반하여 1.67 mm/s 의 아크 용접부에는 240 K/s, 20.0 및 40.0 mm/s 의 레이저 용접부에는 1200, 1940 K/s 를 각각 적용하였다.

#### 4. 레이저 용접부 응고균열 민감도 지배 인자

##### 4.1 용접 속도에 따른 불순물 원소의 응고편석 거동

스테인리스강의 다양한 합금 원소 중 불순물 원소 S 및 P 의 응고편석 거동은 응고 균열 발생 여부 및 그 민감도에 크게 관여하는 것으로 잘 알려져 있다<sup>18-20</sup>. Fig. 2 는 310, 316-A 및 316-B 강에 대한 S 의 응고편석 이력 해석 결과를 나타내고 있다. 오스테나이트 단상 응고 하는 310 (Fig. 2(a)) 강의 경우 그래프 x 축 원점에서 오스테나이트 상의 응고가 시작 되었으며, 오스테나이트- $\delta$  페라이트 상의 분리 공정 2상 응고모드를 가지는 316-A 및 316-B (Fig. 2(b), (c)) 강은 그래프 x 축 양 끝 영점에서 오스테나이트 및  $\delta$  페라이트

상의 응고가 시작 되었다. 세 강종 모두 응고 진행에 따라 S 의 편석은 심화되고, 응고 종료 시 (= 응고 진행률 95%) 잔류 액상에는 상당량의 S 가 농화 되어 있음을 확인 할 수 있다. 용접 속도가 증가함에 따라 분배 계수 상승에 의한 S 의 solute trap 현상을 확인 할 수 있으나, 316-A 및 316-B 강의 경우에는  $\delta$  페라이트 상의 응고 비율이 낮아지는 경향도 함께 나타났다. Fig. 3 은 응고 종료 시 잔류 액상 내 S 의 응고 편석 농도와 용접 속도와의 관계를 나타내고 있다. 용접 속도 증가에 따른 310 강의 S 편석 농도는 감소하여, 고속의 레이저 용접 적용에 따라 응고편석은 완화됨을 알 수 있다. 하지만 316-A 및 316-B 강의 S 편석 농도는 반대로 증가하는 거동을 나타내고 있어, 레이저 용접 적용은 응고편석을 심화 시키는 것으로 나타났다. 상기의 S 응고편석 거동은 불순물 원소 P 에 대해서도 유사함을 확인 하였다. 용접 속도에 따른 불순물 원소 S 및 P 의 응고편석 거동은 강종, 즉 응고모드에 따라 각각 상이함을 알 수 있었다.

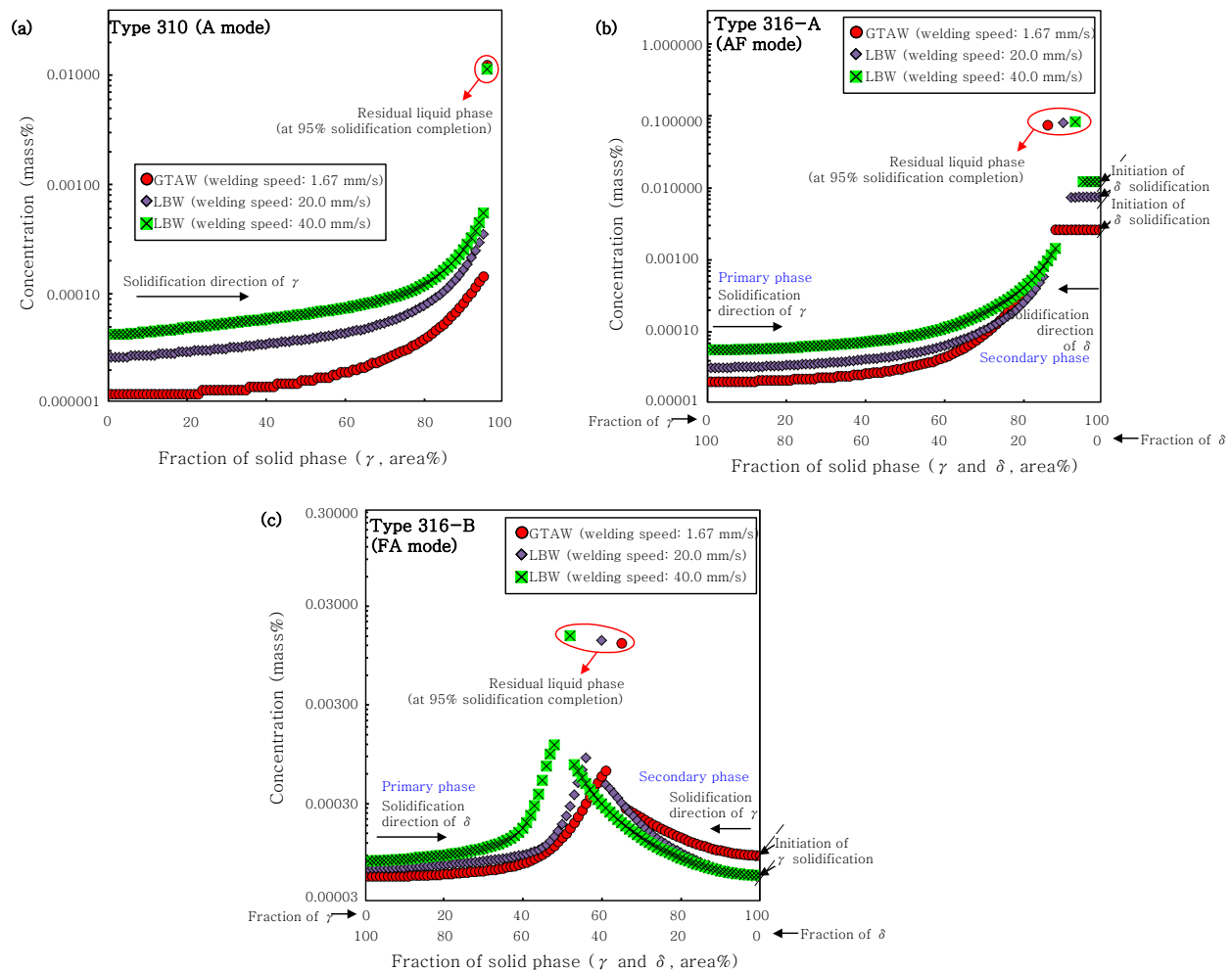
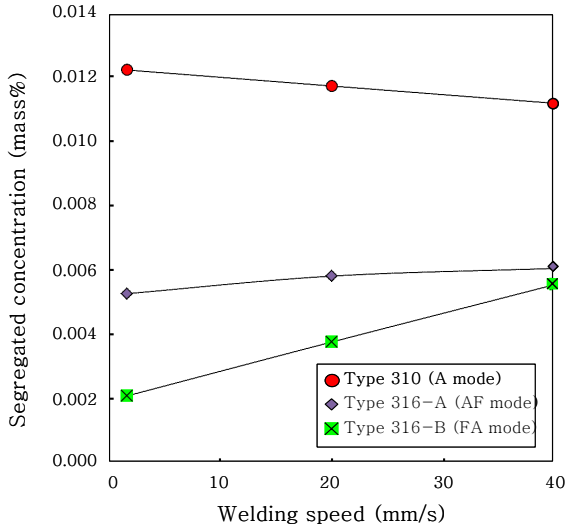


Fig. 2 Calculated solidification segregation history of sulfur for (a) type 310, (b) type 316-A and (c) type 316-B stainless steel weld metals



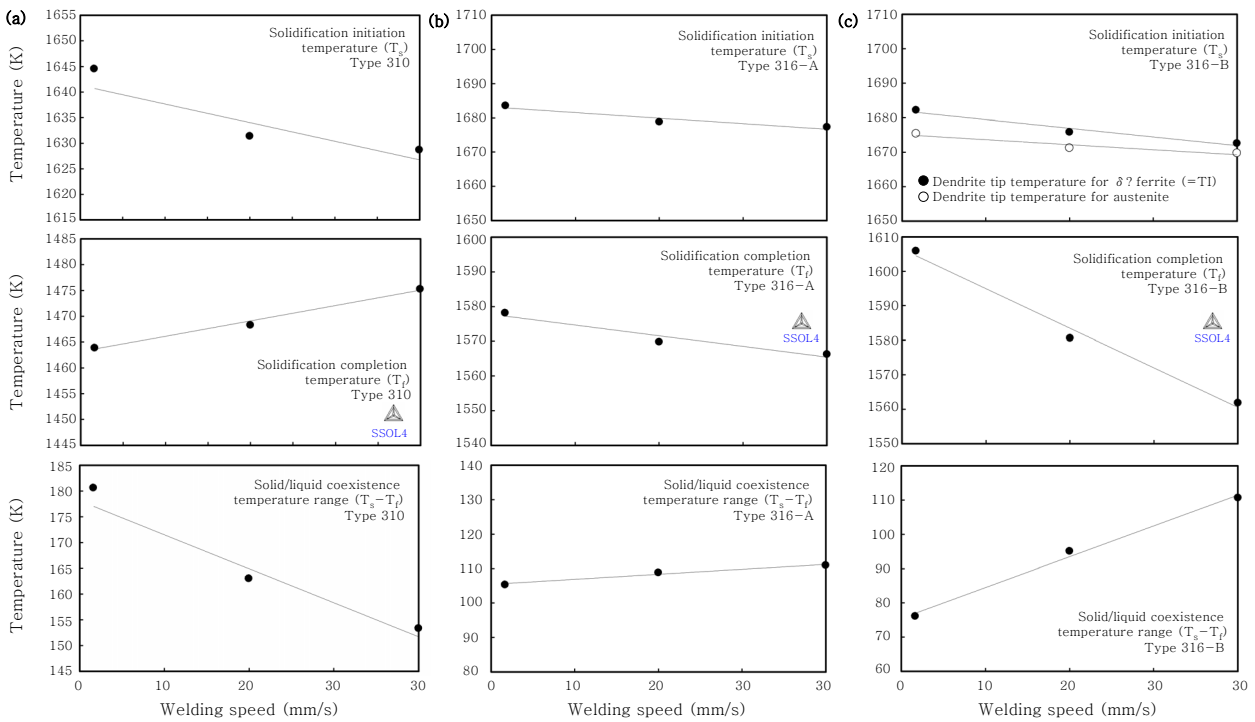
**Fig. 3** Relationship between segregated concentration of sulfur and welding speed

4.2 용접 속도에 따른 고액공존온도범위 변화

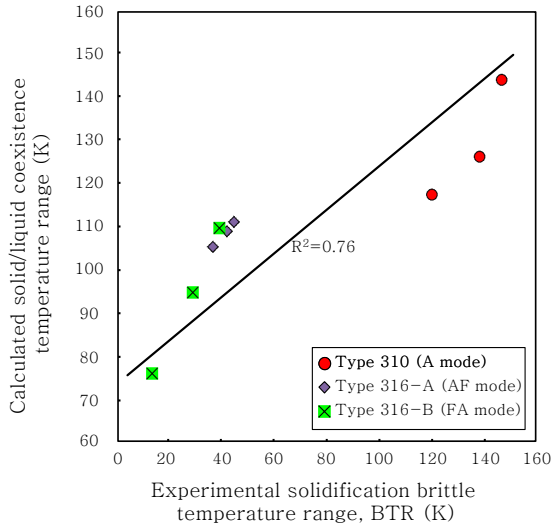
Fig. 4 는 310, 316-A 및 316-B 강에 대해 용접 속도에 따른 응고시작온도 ( $T_s$ ), 응고종료온도 ( $T_f$ ) 그리고 고액공존온도범위 ( $T_s - T_f$ ) 의 변화를 나타내고 있다. 310 강은 (Fig. 4(a)), 용접 속도가 증가함에 따라 응고시작온도의 감소 (조성적 과냉에 기인) 및 응

고종료온도의 증가로 인해 고액공존온도범위는 축소됨을 알 수 있었다. 하지만, 316-A (Fig. 4(b)) 및 316-B (Fig. 4(c)) 강의 경우, 용접 속도 증가에 따라 덴드라이트 과냉에 의한 응고시작온도 감소에도 불구하고, 응고종료온도가 보다 큰 폭으로 감소함으로써 고액공존온도범위는 반대로 증가하는 것을 확인 할 수 있었다. 더불어, AF 모드 응고의 316-A 강과 FA 모드 316-B 강 모두 고액공존온도범위가 증가하지만 그 증가 폭은 316-B 강이 더 큰 것을 알 수 있어, 고액공존온도범위의 해석 결과는 LBW Vrestraint 시험으로부터 얻은 BTR 변화 거동과 밀접한 관계가 있음을 확인 할 수 있었다. 316-B 강의 경우, 본 연구에서 사용된 용접 속도 범위에서는  $\delta$  페라이트상의 덴드라이트 선단온도가 오스테나이트상의 선단온도보다 높은 것이 확인되었고, 이는 FA  $\rightarrow$  AF 모드로의 응고모드 천이 는 발생하지 않는 것을 의미한다.

Fig. 5 는 LBW 및 GTAW Vrestraint 시험으로부터 평가한 BTR 실측치와 고액공존온도범위 계산치와의 상관 관계를 나타내고 있다. 실험으로부터 얻은 BTR 과 고액공존온도범위 사이에는 비교적 높은 상관성 ( $R^2 = 0.76$ ) 이 확인 되어 본 고찰에 사용된 해석 이론은 용접 속도 변화에 따른 레이저 용접부의 BTR 변화를 잘 반영하고 있는 것으로 판단되었다.



**Fig. 4** Relationship between calculated solidification initiation temperature, solidification completion temperature, solid/liquid coexistence temperature range and welding speed for (a) type 310, (b) type 316-A and (c) type 316-B stainless steel weld metals

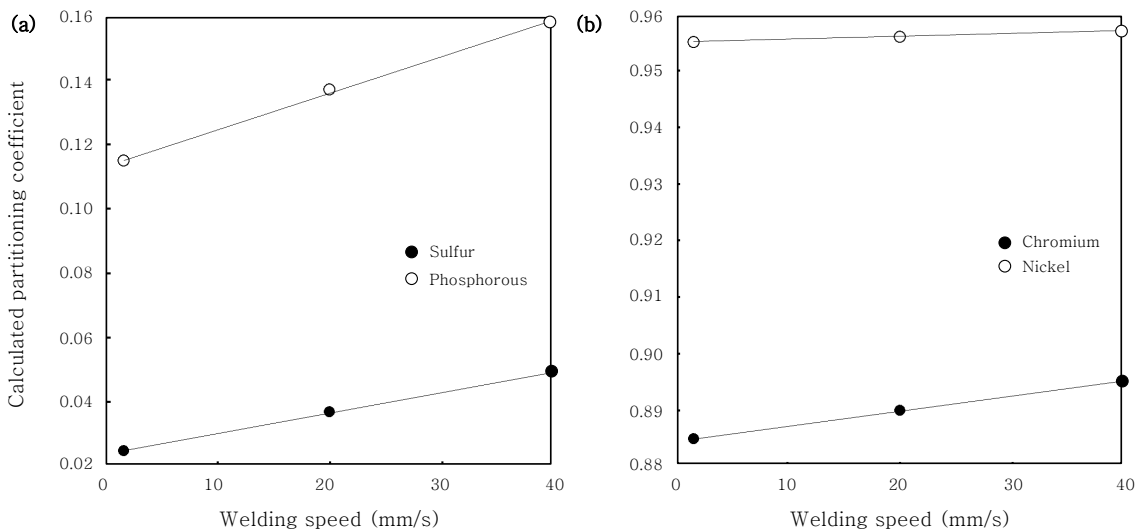


**Fig. 5** Relationship between experimental BTR and calculated solid/liquid coexistence temperature range

### 4.3 용접 속도에 따른 분배 계수 및 δ 페라이트 정출 거동

Fig. 4 에 나타내었듯이 세 강종 모두 용접 속도 증가에 따라 응고시작온도가 감소하는 경향은 동일하다. 하지만 응고종료온도의 변화 거동은 강종 별로 상이하고, 이로 인해 고액공존온도범위가 결정됨을 알 수 있다. 즉, 용접 응고 거동에서 고액공존온도범위를 결정하는 것은 응고편석에 지배되는 응고종료온도임을 확인할 수 있었다. 따라서 용접 속도 변화에 따른 레이저 용접부 응고균열 민감도 지배인자는 불순물 원소 S 및 P 의 응고편석에 기반하여, 분배 계수 및 δ 페라이트 정출 거동을 통해 검토하였다.

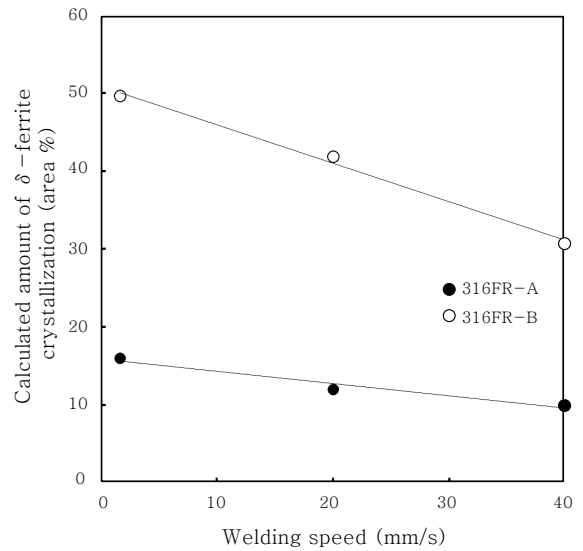
Fig. 6 은 용접 속도에 따른 불순물 원소 S, P 및 합



**Fig. 6** Calculated partitioning coefficient in austenite as a function of welding speed for type 310 stainless steel

금 원소 Cr, Ni 의 속도 의존형 분배 계수 ( $k_i^V$ ) 의 변화를 나타내고 있다. 용접 속도가 증가함에 따라 각 원소의 분배 계수는 증가함을 알 수 있고, 타 용질 원소에 대해서도 동일한 경향이 확인 되었다. 즉, 용접 속도가 증가함에 따라 고상으로의 합금 원소 분배는 증가하고 그로 인해 잔류 액상내의 합금 원소 편석량은 감소되는 것을 의미한다. 310 강 의 경우, 용접 속도 증가에 따라 BTR 이 감소 거동을 나타내는 것은, 덴드라이트 과냉에 의한 응고시작온도의 저하 및 분배계수 증가가 야기한 합금 원소의 응고편석량 감소로 응고종료온도가 상승하여, 고액공존온도범위가 축소되기 때문인 것으로 사료되었다.

Fig. 7 은 오스테나이트 및 δ 페라이트의 2 상 응고



**Fig. 7** Relationship between welding speed and amount of δ-ferrite crystallization

를 가지는 316-A, 316-B 강에 대해 용접 속도 증가에 따른  $\delta$  페라이트 상의 정출량 변화를 나타내고 있다. 두 강종 모두 용접 속도가 증가함에 따라  $\delta$  페라이트상 정출량은 감소 함을 알 수 있다. 특히,  $\delta$  페라이트는 오스테나이트 상에 비해 불순물 원소 S 및 P의 고용도가 커  $\delta$  페라이트상의 정출에 의해 불순물 원소의 응고편석량은 감소되는 것으로 알려져 있다<sup>1)</sup>. 따라서, 용접 속도 증가에 따라 316-A 및 316-B 강의 BTR이 증가하는 것은 덴드라이트 과냉에 의한 응고시작온도의 감소 및 분배 계수 증가에 의한 응고편석 억제에도 불구하고,  $\delta$  페라이트상의 정출량 감소로 인한 불순물 원소의 응고편석량 증가 (Fig. 3 참조)가 응고종료온도를 보다 큰 폭으로 감소시켜 고액공존온도범위가 확대되기 때문으로 판단되었다. 또한, AF 모드 응고하는 316-A 강 보다 FA 모드 응고의 316-B 강의 BTR 증가폭이 큰 것은 316-B 강의  $\delta$  페라이트상의 정출량 감소 폭 (49.6% → 30.7%) 이 316-A 강의  $\delta$  페라이트상의 정출량 감소 폭 (16.0% → 10.0%) 보다 크고, 그로 인해 증가된 S 및 P의 응고편석량 (Fig. 3 참조)이, 고액공존온도범위를 보다 확대 시키기 때문인 것으로 사료되었다. 오스테나이트계 스테인리스강 레이저 용접부의 용접 속도 변화에 따른 응고균열 민감도는 용접 응고시의  $\delta$  페라이트 정출량과 불순물 원소 (S, P) 편석 거동에 따른 고액공존온도범위에 의해 지배되는 것으로 판단되었다.

## 5. 결 론

응고모드 및 용접 속도에 따른 오스테나이트계 스테인리스강 레이저 용접부의 BTR 변화 거동을 용접 응고 과정 중의 덴드라이트 과냉 및 응고편석 거동의 해석을 통해 이론 고찰하였다. 아래는 그 결과를 요약한다.

1) KGT 모델 (응고시작온도 계산) 및 응고편석 모델 (응고종료온도 계산)을 이용한 용접 응고 시의 고액공존온도범위 해석을 통해 310, 316-A 및 316-B 스테인리스강 레이저 용접부의 용접 속도에 따른 BTR 변화 거동을 이론적으로 고찰할 수 있었다.

2) 레이저 용접의 적용 및 용접 속도의 증가에 따라 310 스테인리스강의 BTR이 감소하는 것은, 덴드라이트 과냉도 증가로 인한 응고시작온도의 감소 효과 및 분배 계수 증가에 의한 합금 원소의 응고편석량 감소로 인해 응고종료온도의 증가 효과로, 고액공존온도범위가 축소되기 때문으로 사료되었다.

3) 레이저 용접의 적용 및 용접 속도의 증가가 316-

A, 316-B 강의 BTR을 증가시키는 것은, 덴드라이트 과냉 및 분배 계수 증가에 의한 합금 원소의 응고편석량 감소 효과에도 불구하고,  $\delta$  페라이트상의 정출량 감소로 인해 불순물 원소 S 및 P의 응고편석이 심화됨에 따라 고액공존온도범위가 확대되기 때문으로 판단되었다.

4) FA 모드 응고하는 316-B 강이 AF 모드 응고하는 316-A 강 보다 레이저 용접 적용에 따른 BTR 증가 폭이 큰 이유는, 316-B 강의  $\delta$  페라이트상 정출량 감소 폭 (49.6% → 30.7%)이 316-A 강의  $\delta$  페라이트상의 정출량 감소폭 (16.0% → 10.0%) 보다 크고, 그로 인해 심화된 S 및 P의 응고편석으로 보다 넓은 고액공존온도범위를 가지기 때문인 것으로 사료된다.

5) 오스테나이트계 스테인리스강 레이저 용접부의 용접 속도 변화에 따른 응고균열 민감도는 용접 응고시의  $\delta$  페라이트 정출량과 불순물 원소 S 및 P의 응고편석 거동에 따른 고액공존온도범위 변화에 의해 지배되는 것으로 판단 되었다.

## 후 기

The present study includes results from a “Core R&D program for commercialization of the fast breeder reactor by utilizing Monju” entrusted to the University of Fukui by the Ministry of Education, Culture, Sports, Science and Technology of Japan (MEXT).

## References

1. J. C. Lippold and W. F. Savage, Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments (Part 3) -The Effect of Solidification Behavior on Hot Cracking Susceptibility-, *Weld. J.*, 61 (12) (1982), 388s-396s
2. E. J. Chun et al., Evaluation of Solidification Cracking Susceptibility in Laser Welds for Type 316FR Stainless Steel, *Welding in the World*, 60 (2) (2016), 217-231
3. E. J. Chun et al., Evaluation of Solidification Cracking Susceptibility in Austenitic Stainless Steel Welds using Laser Beam Welding Transverse-Varestraint Test, T. Bollinghaus, J.C. Lippold, C. E. Cross Eds., *Cracking Phenomena in Welds IV*, Springer, Switzerland (2016), 161-206
4. W. Kurz et al., Theory of Microstructure Development during Rapid Solidification, *Acta. Metall.*, 34 (5) (1986), 823-930
5. J. Lipton et al., Rapid Dendrite Growth in Undercooled Alloys, *Acta Metall.*, 35 (4) (1987), 957-964
6. R. Trivedi et al., Effect of Growth Rate Dependent Partition Coefficient on the Dendritic Growth in Undercooled



- Melts, *Acta Metall.*, 35 (4) (1987), 965-970
7. T. Osuki et al., Analysis of the Solidification Process of Austenitic Stainless Steel Weld Metal using Synchrotron Radiation, *Welding in the World*, 53 (11-12) (2009), 290-303
  8. M. Ahmadein et al., Analysis of Macroseggregation Formation and Columnar-to-Equiaxed Transition during Solidification of Al-4wt.%Cu Ingot using a 5-Phase Model, *J. Cryst. Growth*, 417 (1) (2015), 65-74
  9. W. J. Boettinger et al., The Effect of Rapid Solidification Velocity on the Microstructure of Ag-Cu Alloys, *Metall. Trans. A*, 15 (1) (1984), 55-66
  10. M. J. Aziz, Model for Solute Redistribution during Rapid Solidification, *J. Appl. Phys.*, 53 (2) (1982), 1158-1168
  11. M. H. Burden and J. D. Hunt, Cellular and Dendritic Growth-I, *J. Cryst. Growth*, 22 (1974), 99-108
  12. M. H. Burden and J. D. Hunt, Cellular and Dendritic Growth-II, *J. Cryst. Growth*, 22 (1974), 109-116
  13. M. Morishita et al., Modeling of Microseggregation and Precipitation of Iron Metallic Compounds in Al-Fe-Si Ternary Alloy, *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 60 (4) (2010), 157-163 (in Japanese)
  14. K. Nishimoto et al., Influence of Minor and Impurity Elements on Hot Cracking Susceptibility of Extra High-Purity Type 310 Stainless Steels, J. C. Lippold, T. Bollinghaus, C. E. Cross Eds., *Hot Cracking Phenomena in Welds III*, Springer, Berlin (2011), 183-208
  15. Metals Handbook, The Japan Institute of Metals and Materials Eds., Maruzen, Tokyo (2004), 20-25 (in Japanese)
  16. Y. Ono, Diffusion in Liquid Iron and Its Alloys, *Tetsu-to-Hagane*, 63 (8) (1977), 1350-1361 (in Japanese)
  17. Z. Morita and T. Tanaka, Thermodynamics on the Equilibrium Distribution Coefficients of Solute Elements between Solid and Liquid Phases in Iron Alloys, *Tetsu-to-Hagane*, 74 (7) (1988), 543-552 (in Japanese)
  18. K. Saida et al., Quantitative Influence of Minor and Impurity Elements of Solidification Cracking Susceptibility of Extra High Purity Type 310 Stainless Steel, *Sci. Technol. Weld. Joi.*, 18 (7) (2013), 616-623
  19. N. Kang, Development of Alloy Design and Welding Technology for Austenitic Stainless Steel, *Journal of KWJS*, 28 (1) (2010), 10-14 (in Korean)
  20. H. S. Jeong et al., The Effect of Alloying Elements on Weldability and Corrosion Resistance of Austenitic Stainless Steel (I), *Journal of KWJS*, 30 (3) (2012), 255-263 (in Korean)