

|||||||  
論 文  
|||||||

## Nb 첨가 오스테나이트계 스테인레스강의 연속주조시 표면크랙 형성기구 및 제어

심상대 · 김선구

### Formation Mechanism of Surface Crack and Its Control on Continuously Cast Slabs of Nb-containing Austenitic Stainless Steel

Sang-Dae Shim and Sun-Koo Kim

#### Abstract

Nb-containing austenitic stainless steel is widely used as exhaust frame and diffuser assembly in power plant. However, this steel is known to be difficult to produce by the continuous casting process due to the surface cracks. Therefore, the continuous casting technology was developed for the prevention of the surface cracks on CC slabs. Precipitates and the analysis of heat transfer in a slab were investigated in order to find out the formation mechanism of surface cracks on cc slabs. It was found that surface cracks are occurred due to the NbC precipitates, which are formed along the grain boundaries around 800°C. The secondary cooling pattern has been developed to produce the defect free CC slabs of Nb-containing austenitic stainless steel.

(Received April 9, 2001)

**Key words :** Stainless steel, Hot ductility, Precipitation, Continuous casting

#### 1. 서 론

Nb 첨가 오스테나이트계 스테인레스강은 17wt.%Cr-9wt.%Ni-0.04wt.%C-0.7wt.%Nb을 기본성분으로 하는 강종으로서 고온내식성 및 고온강도가 우수하여 화력 발전용 터빈의 exhaust frame 및 diffuser assembly 등에 사용되고 있다. 그러나 이러한 Nb 첨가 오스테나이트계 스테인레스강은 그림 1에 보이는 것처럼 연속주조시에 주편에 발생하는 표면크랙 때문에 연속주조가 어려운 강종으로 알려져 왔다[1,2].

대부분의 연구자들은 이러한 현상을 규명하기 위하여 변형온도와 strain rate의 함수로써 표면크랙의 원인을 평가하였으며, 공통적으로 Nb가 첨가된 스테인레스강에서는 특정온도 구간에서 고온연성이 저하된다고 보고하였다[3,4].

Bernard[5]등은 열간변형시 미세한 carbonitrides들의 석출이  $\gamma$ 상의 재결정을 억제하여 입계파괴를 일으켜서

표면크랙이 발생된다고 하였고, Mintz[6,7]등은 외부 응력이 발생될 때 입계에 석출되는 Nb(C,N)의 2차 석출상들로 인하여 표면크랙이 발생된다고 하였다.



Fig. 1. Surface crack of Nb-containing austenitic stainless steel after continuous casting.

그러나 보고된 대부분의 연구들은 Nb 첨가강에 있어서 고온연성의 저하 원인만을 규명하였고 연속주조시에 표면크랙의 원인규명 및 해결방안에 대해서는 보고되지 않고 있다. 특히, 수직 만곡형 연속주조기를 사용하여 Nb 첨가 오스테나이트계 스테인레스강을 제조하는 경우에는 연주기의 bending zone의 바깥쪽에서는 인장 응력이 항상 존재하므로 표면크랙을 유발시키는 원인을 제어하는 기술이 필수적으로 필요하다.

따라서, 본 연구에서는 연속주조시에 발생하는 주편 표면크랙의 원인을 규명하고 이를 제어할 수 있는 기술을 개발함으로써 Nb 첨가 스테인레스강의 연속주조시 표면크랙이 발생되지 않는 무결함 주편의 제조가 가능하도록 하고자 하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 시편준비

본 연구에 사용된 시편의 화학조성은 Table 1에 나타내었다.

시편의 용해는 고주파 진공유도용해로( $10^4$  torr, ULVAC)를 사용하여 20 kg 잉고트로 제조하였다. 주조된 잉고트는  $1250^\circ\text{C}$ 에서 200분 동안 재 가열한 후 두께 16 mm와 13 mm까지 열간 압연하였다. 13 mm 압연 판으로부터 직경 10 mm의 봉상으로 고온 인장 시편 및 일방향 응고 시편을 가공하였다. 이때의 인장시편 및 일방향 응고시편의 압연 길이방향으로 채취하였다.

### 2.2. 고온연성 평가

고온연성이란 재료가 크랙이 발생될 때까지 견딜 수 있는 능력을 의미한다. 따라서 연속주조시 표면크랙은 고온연성이 저하된 온도 구역에서 발생하기 쉽다[1,2]. 고온연성을 평가하는데는 여러가지 방법이 있지만 본 연구에서는 가장 널리 사용되는 고온인장 시험을 통해 아래 식 1처럼 단면적 감소율(RA)을 측정하여 고온연성을 평가하였다.

$$RA = (\text{초기 단면적} - \text{파단 후 단면적}) / \text{초기 단면적} \quad (1)$$

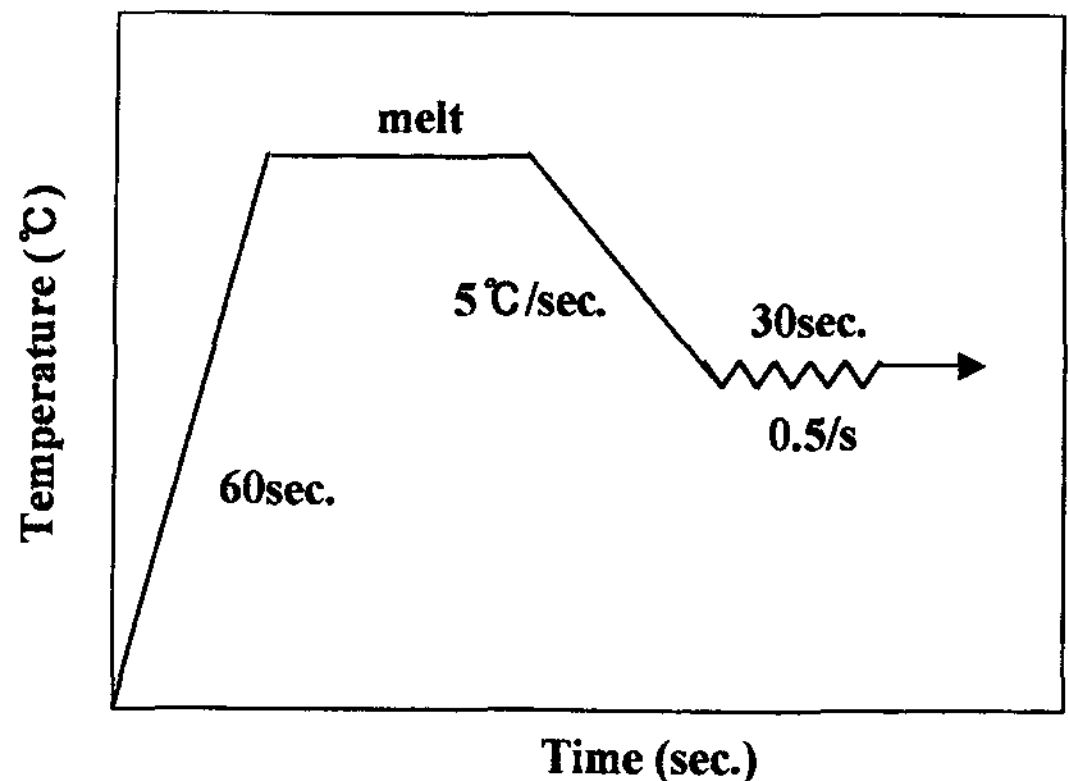


Fig. 2. Procedure of the high temperature tensile test.

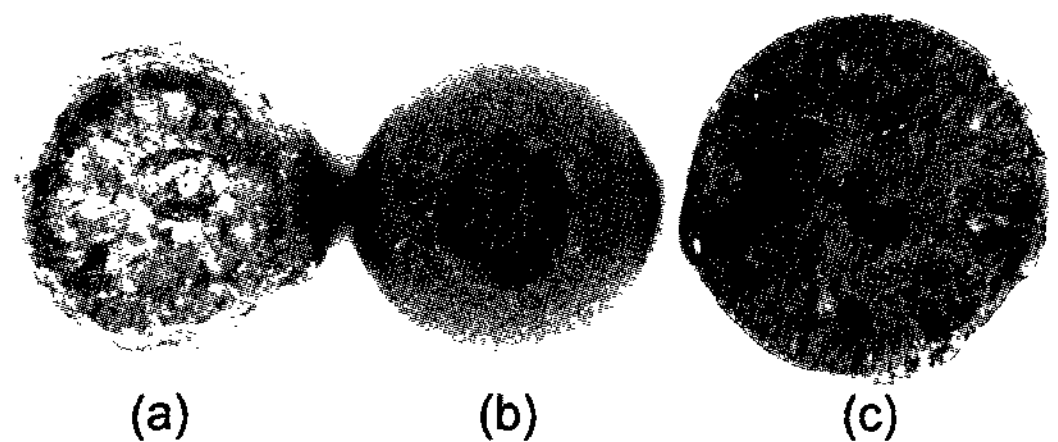


Fig. 3. Specimen shape with variation of compression ratio. ; (a) under 12%, (b) 12% and (c) over 12%

시험 기기는 시편의 중심부를 직접 저항 발열 방식으로 급속가열 및 냉각할 수 있고, 빠른 속도로 변형시킬 수 있는 GLEEBLE 3800 시험기를 사용하였다. 시험은 On-Cooling 방법을 실시하였다. 그림 2는 고온 인장시험 절차를 도식적으로 나타낸 것이다. On-Cooling 방법은 시편을  $10^{-3}$  torr의 진공중에서  $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ 의 승온속도로 가열하여 347 강의 melting 온도까지 도달 시킨 후 1분간 간 유지시킨 후 mushy zone 및 변형온도까지  $5^\circ\text{C}/\text{sec}$ 로 냉각하였다. 이때 mushy zone을 통과하면서 응고가 진행되는데 응고가 완료되면 수축공이 생성된다. 수축공이 생성되면 정확한 단면적을 측정할 수 없게 되므로 본 연구에서는 mushy zone을 통과할 때 약 12%의 압축을 실시하였다. 그림 3은 압축율에 따른 시편의 형상에 대한 사진을 나타낸 것이다. 12% 이상의 압축을 가하면 시편의 buckling 일어나게 되고 압축율이 12% 이하일 때는 수축공이

Table 1. Chemical compositions of steel used in this study (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb
0.039	0.59	1.58	0.025	0.003	17.39	10.7	0.74

그대로 존재하였다. 또한, 변형온도에서 30초간 유지한 후 0.5/sec.의 strain rate로 인장하였다. 시험온도는 600~1300°C로 하였고, 시험이 끝난 후 단면적 감소율은 image analysis 방법으로 측정하였다.

### 2.3. 일방향응고 실험

그림 4는 일방향응고 실험장치의 개략도를 나타낸 것이다. 이 장치는 Tammann 전기로를 이용하여 금속 등을 일방향 응고 시키는 기능과 응고도중 도가니를 급냉부분으로 낙하시켜 고액계면의 응고조직을 상온에서 유지시킬 수 있는 기능을 갖고 있다. Tammann로는 직경 120Φ, 길이 400 mm인 graphite 발열체와 직경 90Φ, 길이 865 mm인 Alumina 관으로 구성되어 있다. 온도는 최고 1750°C까지 가능하며 균열대 길이는 90 mm이다. 직경 6Φ, 길이 330 mm인 Alumina 도가니에 넣은 시편의 하부는 Tammann로 내부에서 냉각수가 순환되도록 되어 있는 Cu mold와 접촉되어 있으므로 시편에서 고온의 영역에 위치하는 부분만 용해된다. 일방향응고는 목표온도에서 약 30분간 유지한 후, Tammann로를 윗 방향으로 이동시켜 행한다. 고액계면의 이동속도는 정상상태로 응고하는 동안

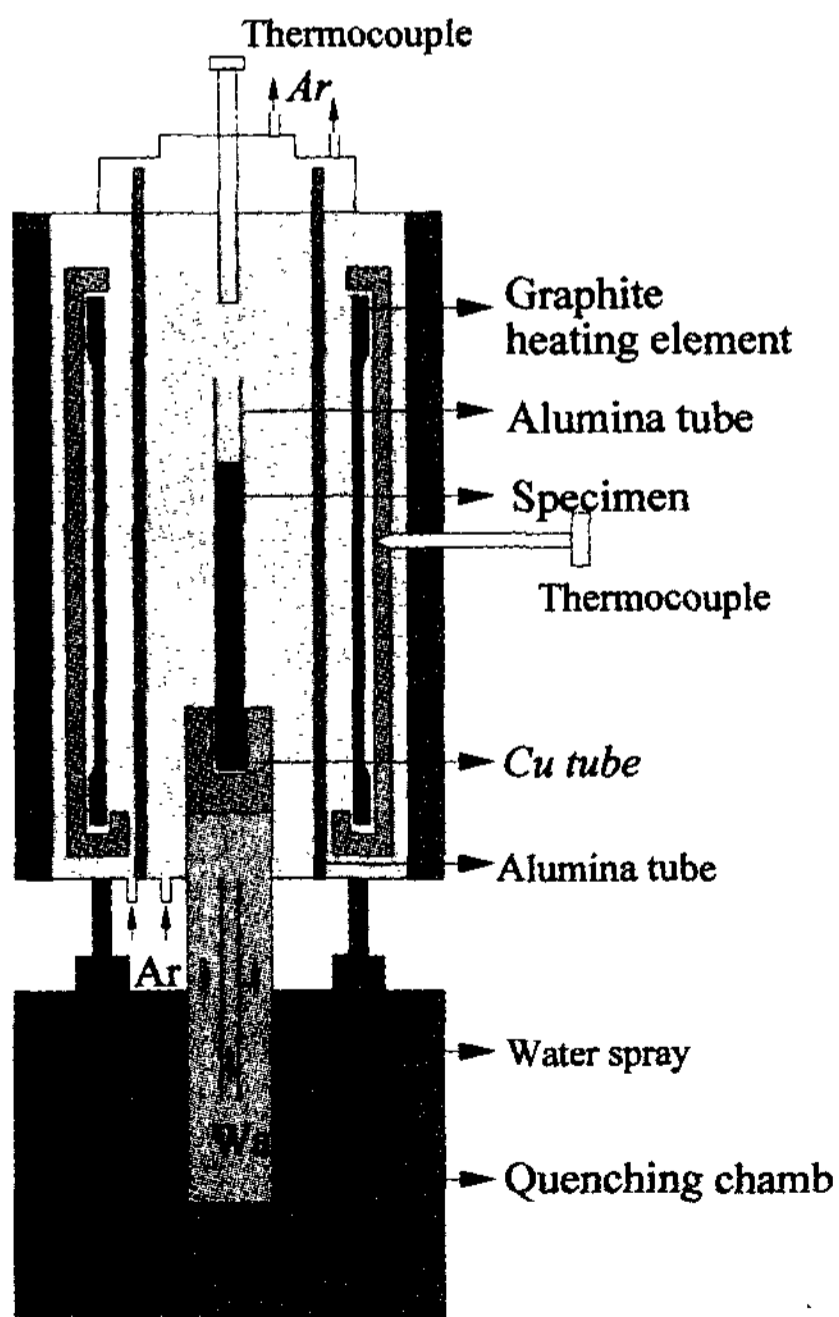


Fig. 4. Schematic diagram of the unidirectional solidification equipment.

Tammann로의 이동속도와 같으므로 Tammann로의 이동속도로 시편의 응고속도를 조절한다. 고액계면에서의 온도 구배를 구하기 위해 열전대를 시편에 직접 삽입하여 목표온도를 유지한 후, Tammann로를 이동시켜서 열 이력을 기록한다. Recorder의 온도 기록으로부터 시료의 온도가 액상선을 통과하는 위치에서의 온도와 시간의 기울기를 측정하고, 이것을 Tammann로의 이동속도로 나누어서 온도 구배를 구하였다. 합금의 종류 및 응고속도에 따라 이러한 과정이 다시 반복된다. 실험 중 시편의 산화를 최소화하고 graphite 발열체의 손상을 억제하기 위해 Ar gas 분위기 하에서 실험하였다. 본 실험에서는 연주 slab의 응고과정을 모사하기 위하여 응고속도는 0.03 mm/s, 온도 구배는 2.3°C/mm로 하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1. 고온연성 거동

그림 5는 600~1300°C 범위에서 강의 고온연성을 평가한 결과이다. 본 실험은 연속주조 조건을 모사하기 위해서 시편을 melting 시킨 후 변형온도까지 5°C/sec로 냉각시킨 후 목표 온도에서 30초간 유지한 후 고온 인장시험을 하였다. 이때의 strain rate는 0.5/sec.이다. 그림 5에서 보듯이 온도가 증가함에 따라 고온연성이 증가함을 볼 수 있지만 특정온도 구간에서는 고온연성이 급격히 감소함을 볼 수 있다.

고온에서 취화영역은 鈴木洋夫[8]가 제시한 것처럼 두 가지로 나누어서 생각해 볼 수 있다. 600~900°C 영역과 900~1300°C 영역으로 나누어서 생각할 수 있

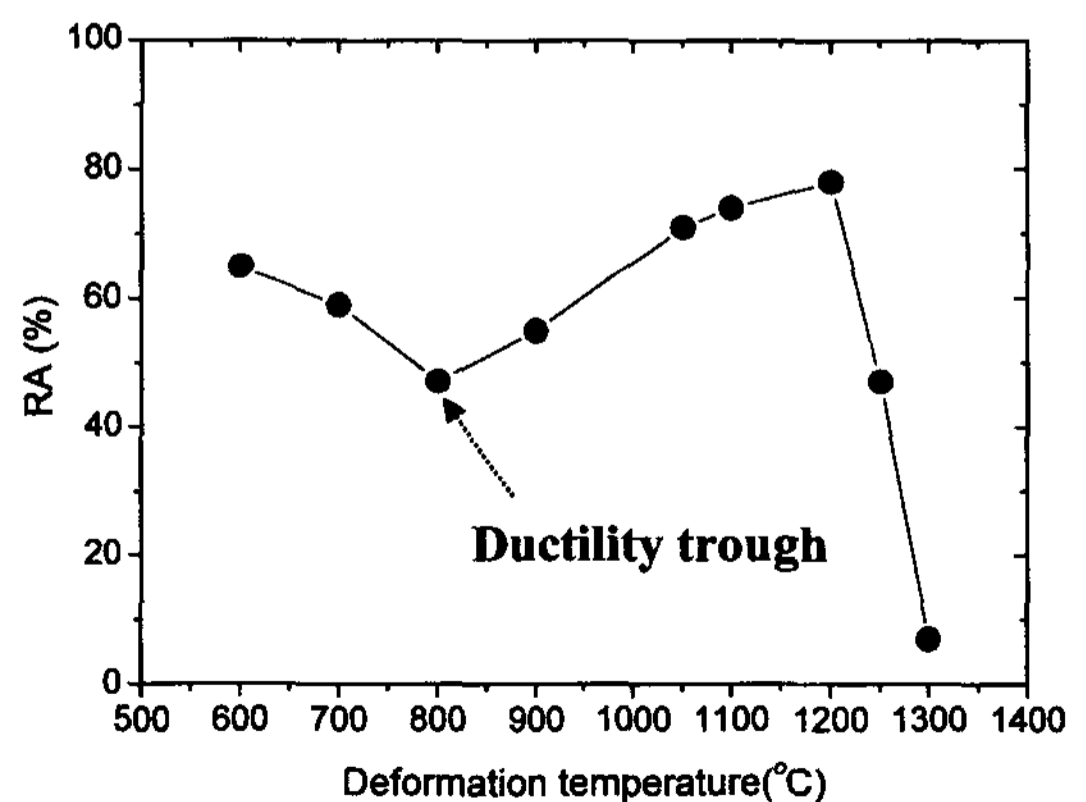


Fig. 5. Variation in RA with deformation temperature.

다. 600~900°C 영역에서의 특징은 800°C 부근에서 고온연성의 trough가 존재하는 것이며 900~1300°C 영역에서는 1300°C 이상에서 ZDT(zero ductility temperature)가 존재함을 알 수 있다. 1300°C 이상에서 ZDT가 나타나는 이유는 쉽게 생각할 수 있다. 즉, 1300°C 이상에서는 액상이 일부분 존재하기 때문에 액상에 변형이 집중되어 고온연성이 zero가 되었음을 생각해 볼 수 있다. 600~900°C 영역에서 나타나는 고온연성의 trough는 탄소강에 Nb를 첨가했을 때 나타나는 현상과 유사한 결과를 보이고 있다. Machara[1]에 의하면 중탄소강에 Nb를 첨가하였을 때 750°C 부근에서 Nb가 C 또는 N가 결합하여 Nb(C,N)를 입계에 형성시켜 고온 연성의 저하를 가져온다고 보고하였다. 본 연구에서도 특징온도 구간인 800°C 부근에서 고온연성의 trough가 나타남을 볼 수 있는데 이러한 현상에 대한 mechanism을 규명하고자 하였다.

3.2. 파단면 관찰

그림 6은 800°C에서 나타나는 고온연성의 trough를 해석하기 위해서 고온연성 시험 후 시편의 단면을 절단하여 미세조직을 관찰한 사진이다. 그림에서 알 수 있듯이 석출물들이 입계를 따라 분포하고 있음을 알 수 있다. 이러한 석출물의 성분을 파악하기 위하여 그림 7에 나타난 것처럼 TEM을 이용하여 상분석을 하였다. 그림에서 보듯이 관찰한 상은 약 0.5 um의 크기를 갖으며 (111) 면에서 [110]방향을 따라 배열되어 있는 NbC 화합물임을 알 수 있었다.

그림 8은 고온 연성 시험 후 파괴면을 관찰한 사진이다. 파괴면은 전형적인 intergranular 파괴 형태를 나타내고 있다. 즉, 입계에 존재하고 있는 NbC의 석출물

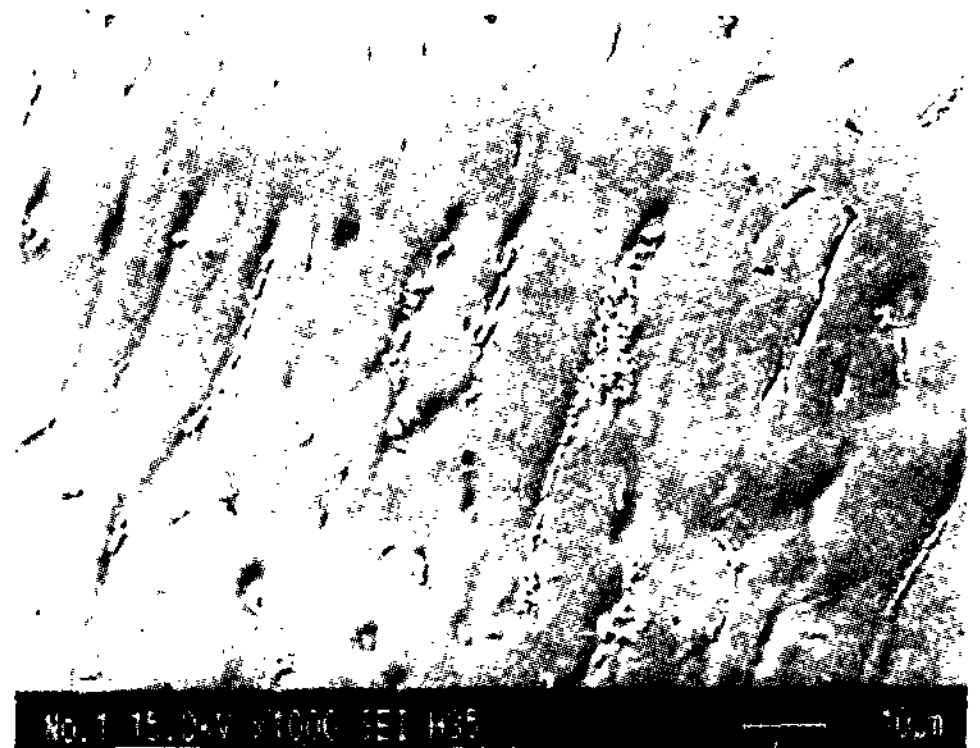


Fig. 6. Optical micrograph of Nb-containing austenitic stainless steel deformed at 800°C with strain rate of 0.5/sec.

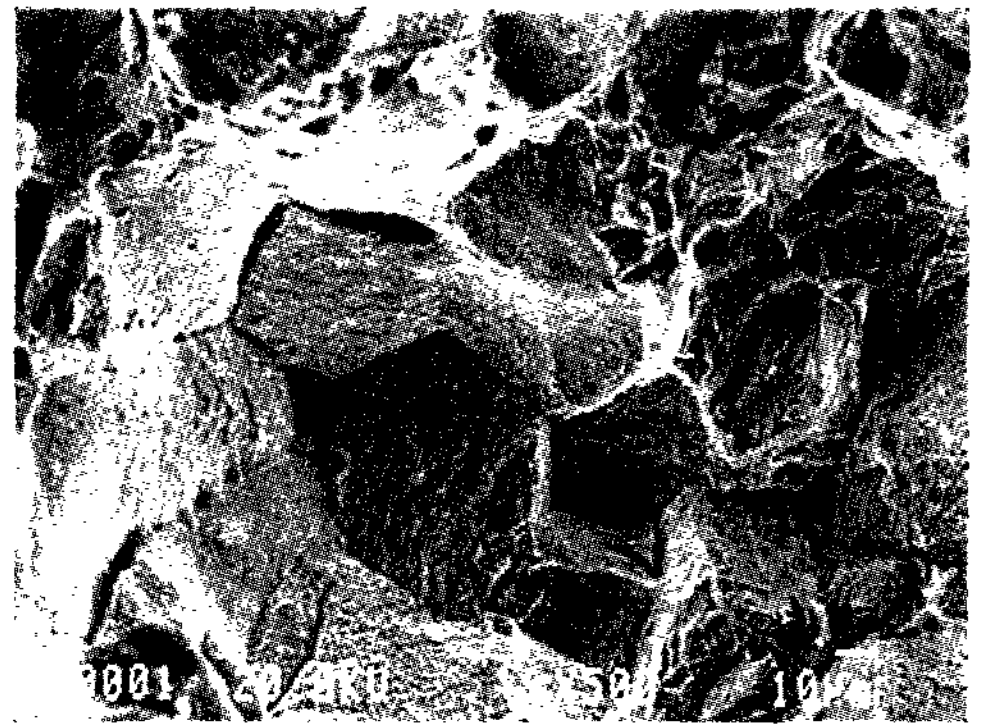


Fig. 8. Fractured surface of Nb containing austenitic stainless steel deformed at 800°C with strain rate of 0.5/sec.

들이 intergranular 파괴를 유발한 것으로 판단된다.

3.3. 일방향 응고 조직

스테인레스 강을 연주로 생산하는 경우 표면 및 내부 크랙뿐만 아니라 break out발생은 응고시 초정으로

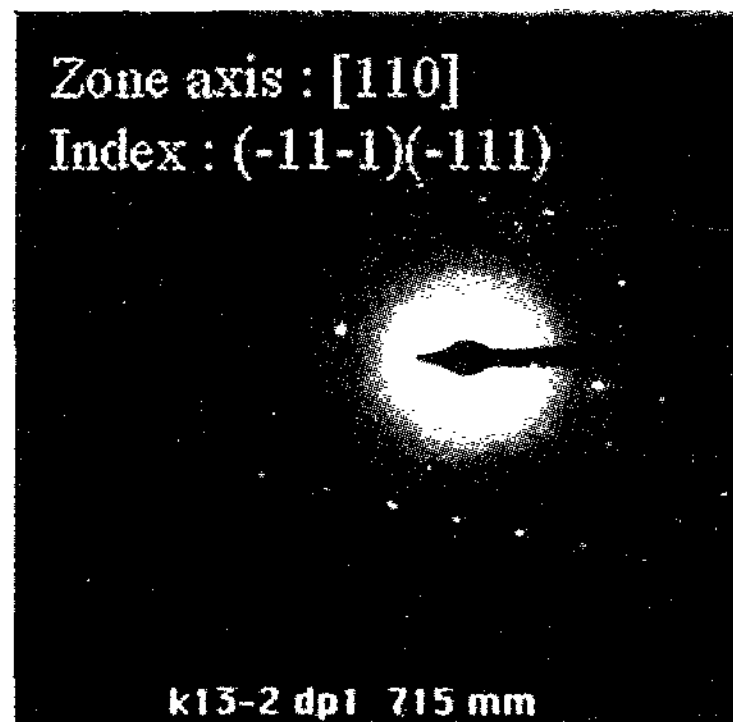
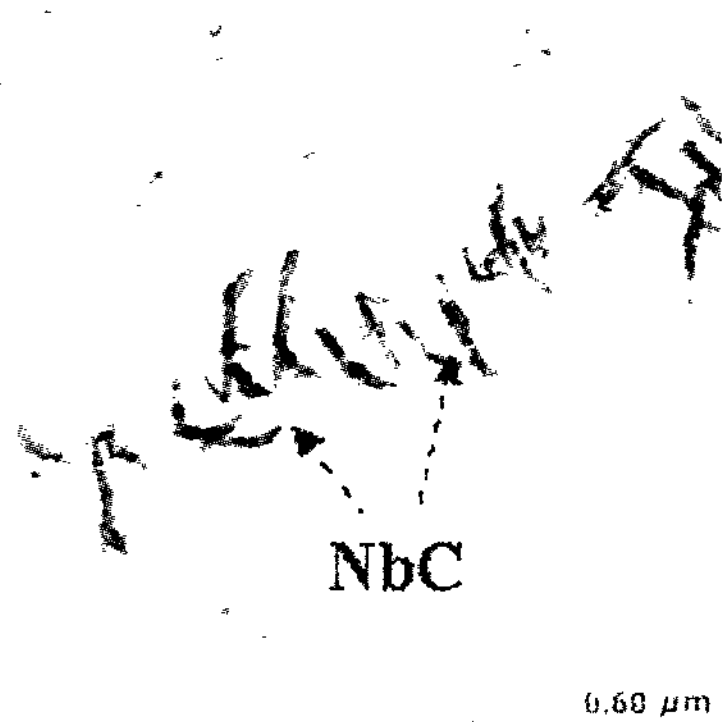


Fig. 7. Niobium-carbide precipitates (NbC) observed by Transmission ElectionMicroscopy.

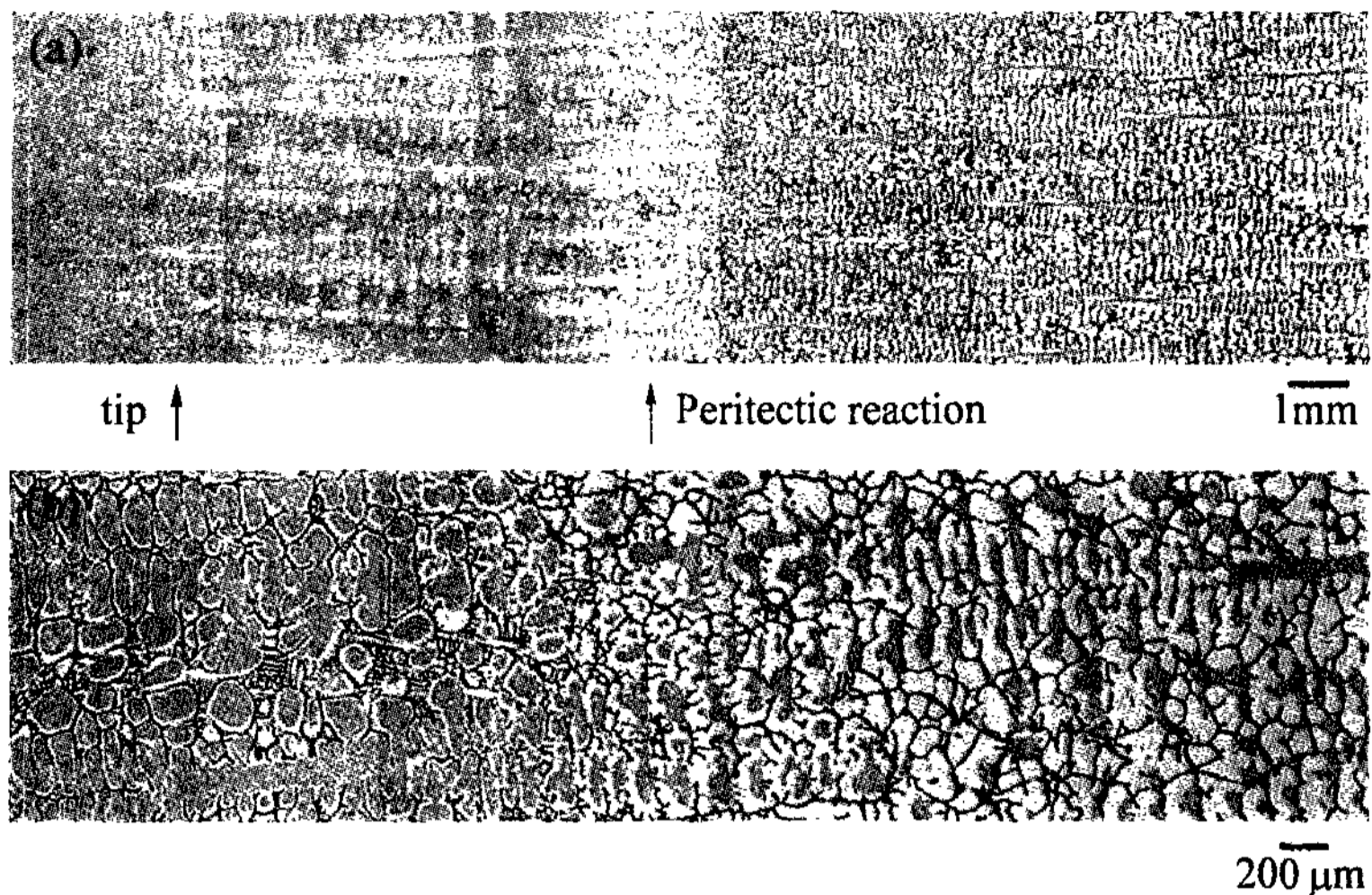


Fig. 9. The solidification structure from dendrite tip on the longitudinal section of Nb containing austenitic stainless steel grown at 0.03 mm/s under a temperature gradient 2.3 K/mm.

생성되는 상의 종류와 편석 발생정도에 크게 영향을 받기 때문에 Nb 첨가 스테인레스강의 연주조건을 설정하기 위해 일방향 응고실험을 수행하여 초정의 상 및 상변태 과정을 정량적으로 조사하였다. 연주 슬라브의 응고과정을 모사하기 위해 일방향 응고실험 시 온도 구배는 2.3°C/mm, 응고속도는 0.03 mm/s로 하였다.

그림 9(a)는 dendrite 성장방향을 따라 시편을 절단하여 고액 계면으로부터 응고조직의 변화과정을 나타낸 것이며, 그림 9(b)는 오스테나이트상이 형성되기 시작하는 부분을 확대한 것이다. 그림에서 보이는 회색 부분은 δ-ferrite 상을 나타내고, 검은 부분은 잔류 액상을 나타내며 흰색부분은 오스테나이트상을 나타낸다. 그림으로부터 초정상은 δ-ferrite이며, 포정반응(L + δ → γ)을 거쳐 오스테나이트상이 생성됨을 알 수 있다. 즉, γ는 포정반응(L + δ → γ)에 의해 형성되며 포정반응이 시작되자마자 γ는 매우 빠르게 성장하며, 이 시점부터 δ-ferrite는 소멸해 간다는 사실을 알 수 있다. 또한, 포정반응이 완료된 후, 잔류되어 있는 δ-ferrite는 고상변태 반응에 의해 γ로 변태하며, 이에 상응 한만큼 δ-ferrite가 소멸되는 것을 알 수 있다. 이상과 같이 Nb 첨가 스테인레스강의 응고 mode는 L → L + δ → L + δ + γ → δ + γ임을 알 수 있었다.

### 3.4. 연속주조시 표면크랙 제어

Nb 첨가 오스테나이트계 스테인레스강 연속주조시 800°C 부근에서 급격한 고온연성의 저하로 인해 표면

크랙이 발생되기 때문에 이 온도구간을 피해서 주조하는 것이 필요하다. 800°C의 온도 구간은 연속주조시 2차냉각 부분에 속한다. 따라서, Nb 첨가 스테인레스강을 주조시에 2차냉각 패턴을 설정하는 것이 중요하다. 수직 만곡형 연주기에서는 bending 지점에서 가장 큰 응력 집중을 받게 된다. 이러한 bending 지점은 자연적으로 응력이 항상 존재하기 때문에 응고 도중에 형성된 NbC의 석출물들이 입계에 다량 존재하게 되면 intergranular 파괴가 발생되기 쉽다. 따라서, bending 지점에서의 표면온도가 800°C 이상이 되도록 2차 냉각패턴을 설정하고자 하였다. 이를 위해서 중심 및 표면 온도 분포를 모사할 수 있는 computer simulation을 실시하였다.

연주 Slab의 전열해석은 식 2와 같이 구성하였다.

$$\text{Div}(K \cdot \text{grad}T) = \rho U \left( C_p + L \frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2)$$

여기서 K, ρ, Cp, L은 각각 용강의 열전도도, 밀도, 열용량 및 잠열을 나타내고 fs와 T는 solid fraction, 초기 및 경계조건을 대입하여 구할 주변 표면온도를 각각 나타낸다. U는 주변의 인발속도이다.

식 2에 대입한 경계 조건 과 물성치는 Table 2와 3에 나타나 있다. 수치해석을 위해 응고구간내에서 발생하는 응고잠열은 응고 구간내 비평형 포정반응을 고려한 등가비열법으로 처리하였으며, 수치해석 방법으로 외절점법(outer nodal point)을 이용한 전진차분법

Table 2. Thermophysical properties of austenitic stainless steel used in analysis

Property	Value
Density $\rho$ , kgm <sup>-3</sup>	7900
Latent heat of fusion $L_f$ , KJKg <sup>-1</sup>	275
Specific heat $C_p$ , KJKg <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	0.75

Table 3. Parameters used for heat transfer analysis

Property	Value
Casting temperature, K	1758
Withdrawal speed, m/min	1
Slab thickness, mm	200
Slab width, mm	1600
Mold length, mm	700
Secondary cooling zone, mm	
I	500
II	1100
III	1700
IV	2500

(explicit finite difference method)을 채택하였다[9].

그림 10은 2차 냉각패턴을 조절하여 computer simulation을 실시한 결과를 도식화한 결과이다. 이때의 주조조건은 주속이 0.85 m/min.이고 1차냉각 조건은  $\Delta T$ 가 7°C이다. 변수는 비수량을 0.33과 0.43 l/kg으로 두 조건으로 하였다. 여기서 비수량은 2차냉각존에 뿌려지는 물량의 총합을 의미한다. 또한, 당사의 수직 만곡형 연주기의 unbending 구간은 약 12 m부터 시작된다. 비수량을 0.43 l/kg으로 하였을 때는 meniscus로부터 약 7 m 지점에서 800°C까지 온도가 하강하는 것을 알 수 있지만 비수량을 0.33 l/kg으로 하였을 때는 unbending 구간이전에 온도가 전부 800°C 이상임을 알 수 있었다.

이는 그림 6에서 보듯이 800°C에서 급격한 고온연성의 취화가 나타나기 때문에 외부응력이 작용할 수 있는 bending 구간에서는 연속주조시에 주조온도가 800°C 이상이 되어야 한다. 따라서, 2차냉각 패턴은 비수량이 0.33 l/kg이 되도록 설정하여 고온연성 저하로 인한 표면크랙을 방지할 수 있도록 하였다.

#### 4. 결 론

- 1) Nb 첨가 오스테나이트계 스테인레스강은 초정  $\delta$ -

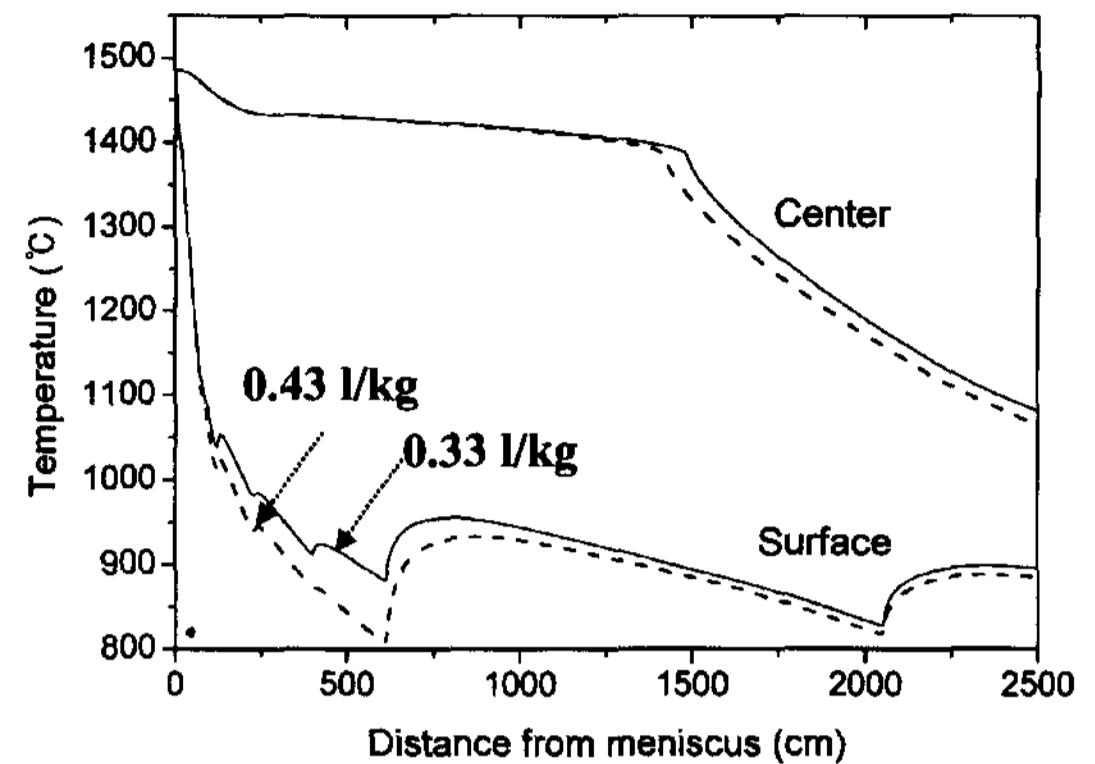


Fig. 10. Temperature profile of Nb containing austenitic stainless steel during continuous casting.

ferrite로 응고를 시작하고 포정반응을 거쳐 오스테나이트상이 생성되는 것을 알 수 있었다.

2) Nb 첨가 오스테나이트계 스테인레스강의 고온연성을 0.5/sec 조건에서 600°C~1300°C 구간에서 평가한 결과 800°C 부근의 온도에서 고온연성의 급격한 저하가 나타났으며 이 온도에서의 파괴형태는 입계를 따라 나타나는 intergranular 파괴 형태였다.

3) 고온연성의 급격한 저하가 나타난 원인은 입계를 따라 연속적으로 존재하는 NbC 석출물 때문이다.

4) Nb 첨가 오스테나이트계 스테인레스강 연속주조시 표면크랙을 방지하기 위해서는 2차 냉각의 비수량을 0.33 l/kg으로 하고 unbending 구간에서의 온도가 800°C 이상이 되도록 2차 냉각 패턴을 설정하는 것이 요구된다.

#### 참고문헌

- [1] Y. Maehara and Y. Ohmori : Mater. Sci. Eng., 62, 1, 1984, 109
- [2] Xiao Ping Li, Joong Kil Park, Joo Choi and Chang Hee Yim : Metal and Materials, 5, 1, 1999, 25
- [3] Y. Ohmori and Y. Maehara : Trans. Jpn. Inst. Met., 25, 3, 1984, 160
- [4] Y. B. Lee, K. B. Kang and C. K. Park : J. of KIMM, 34, 6, 1996, 688
- [5] G. Bernard, J. P. Birad, B. Conseil and J. C. Humbert : Rev. Met., 75, 1978, 467
- [6] B. Mintz and J. M. Arrowsmith : Met. Tech., 6, 1979, 24
- [7] K. Yamanaka, F. Terasaki, H. Ohtani, M. Oda and M. Yoshihara : Trans. ISIJ, 20, 1980, 810
- [8] Y. Suzuki : B. of JOM, 18, 1979, 748
- [9] Y. C. Lee : J. of the Korean Foundrymen's Society, 17, 1997, 465