

## 22Cr 마이크로 듀플렉스 스테인리스강의 변형유기마르텐사이트에 미치는 Ni과 Mn의 영향

### Effect of Ni and Mn on Strain Induced Martensite Behavior of 22Cr Micro-Duplex Stainless steel

박준영\* · 김기엽\*\* · 안용식\*\*\*\*†

Jun-Young Park\*, Gi-Yeob Kim\*\* and Yong-Sik Ahn\*\*\*\*†

(접수일 : 2013년 08월 01일, 수정일 : 2013년 11월 12일, 채택확정 : 2013년 11월 12일)

**Abstract:** The microstructure and deformation behavior in 22Cr-0.2N micro-duplex stainless steels with various Ni and Mn contents were compared using by OM, TEM, and XRD. The 22Cr-0.2N duplex stainless steel plates were fabricated and hot rolled, followed by annealing treatment at the temperature range of 1,000-1,100°C. All the samples showed the common strain hardening behaviour during the tensile test at a room temperature. The steels tested at the temperatures of -30°C or -50°C showed a distinct inflection point in the stress-strain curves, which should be resulted from the formation of strain-induced martensite(SIM) of austenite phase. This was confirmed by TEM observations. The onset strain of a inflection point in a stress-strain curve should be depended up the value of  $M_{d30}$ . With the decrease of the tensile test temperature, the inflection point appeared earlier, and the strength and fracture strain were higher. The tensile behaviour was discussed from the point of austenite stability of the micro-duplex stainless steels with the different Ni and Mn content.

**Key Words :** Duplex stainless steel, Microstructure, Strain induced martensite, Alloy composition

## 1. 서 론

페라이트의 내식성과 오스테나이트의 기계적 물성을 합한 듀플렉스 스테인리스강(duplex stainless steel, DSS)은 에너지 관련 산업 및 석유, 화학 산업과 해양, 펌프, 조선 산업 등에 다양하게 적용되고 있다.<sup>1,2)</sup> 통상적인 DSS는 고가의 Cr, Ni, Mo 원소들을 다량 포함하고 있어 경제적인 합금

에 속하지는 않는다. 이러한 문제를 극복하기 위하여 최근에 Lean alloy강이 개발되었으며 내식성과 기계적 물성치를 떨어뜨리지 않고, 값비싼 Ni, Mo을 대체하려는 연구들이 진행 중에 있다. Mn은 Ni을 대신할 뿐 아니라 질소와 같은 침입형 원소들의 용해도를 증가시킨다. 질소는 공식 저항성과 강도를 상승시키고 오스테나이트 안정성을 향상시키는 역할을 한다.

\*\*\*\* 안용식(교신저자) : 부경대학교 재료공학과

E-mail : ysahn@pknu.ac.kr, Tel : 051-629-6361

\*박준영 : 부경대학교 재료공학과

\*\*김기엽 : 한국폴리텍대학 대구캠퍼스 신소재응용과

\*\*\*\*† Yong-Sik Ahn(corresponding author) : Dept. of Materials Sci. & Eng., Pukyong National University.

E-mail : ysahn@pknu.ac.kr, Tel : 051-629-6361

\*Jun-Yong Park : Department of Materials Sci. & Eng., Pukyong National University.

\*\*Gi - Yeob Kim : Dept. of Materials Application, Daegu Campus of Korea Polytechnic.

Table 1. Chemical compositions of duplex stainless steels.

No.	spec.	Mn	Ni	N	Cr	C	Mo	Si	Cu	Fe
1	4Mn-2Ni	4.07	1.97	0.19	21.51	0.032	0.302	0.99	0.8	bal
2	5Mn-1.5Ni	5.03	1.5	0.201	21.47	0.031	0.307	1.01	0.81	bal
3	6Mn-1Ni	5.94	1.03	0.204	21.5	0.028	0.3	1	0.8	bal
4	7Mn-0.5Ni	7	0.493	0.209	21.58	0.027	0.308	0.99	0.8	bal
5	8Mn	7.81	0	0.209	21.3	0.026	0.297	0.98	0.79	bal

DSS에 함유되어 있는 Mn 및 Ni의 함량은 오스테나이트 당량(austenite equivalent)에 직접적으로 영향을 미치므로 강의 페라이트/오스테나이트의 체적분율을 결정한다. 또한 어닐링열처리 온도에 의해서도 페라이트/오스테나이트의 체적분율은 변화할 수 있으며 이러한 것들은 강의 기계적 성질 및 강도-연성 밸런스와 매우 밀접한 상관관계를 가지고 있다. 질소를 포함하는 DSS의 기계적 성질의 향상은 소성변형 중에 오스테나이트상에서 변형유기마르텐사이트(strain induced martensite, SIM)를 생성하는 소성유기변태(transformation induced plasticity, TRIP)의 발생에 주로 기인한다고 알려져 있다.<sup>3,4)</sup> TRIP을 야기하는 변형유기마르텐사이트 변태는 적층결합에너지(Stacking fault energy, SFE)가 상대적으로 작은 오스테나이트 내에 발생하고, SFE는 화학조성에 의존한다. 또한 합금에서 오스테나이트상에서 원소의 우선분배(preferred partitioning)는 오스테나이트의 SFE를 결정한다<sup>5)</sup>. 본 연구에서는 22Cr-xNi-yMn-0.2N DSS의 열처리온도에 따른 상분율을 조사하고, 인장조건에 따른 SIM 거동에 대해 분석하였다.

본 연구의 목적은 22Cr-2Ni-4Mn micro-duplex 스테인리스강에서 인장특성을 조사하고, 이 강에서 Ni원소를 Mn으로 치환할 경우 강의 인장거동을 분석하여, 고가의 Ni을 값싼 Mn으로 대체하는데 필요한 기초자료로서 삼고자 한다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서는 Fe-22Cr-2Ni-4Mn-0.2N 강을 기본

으로 Ni을 Mn으로 각각 치환한 5가지 강종을 진공유도용해로(ULVAC)에서 크기 150 × 150 × 330 mm<sup>3</sup>인 50 Kg 잉곳형태로 제조하였다. 합금설계 시에는 Ni원소를 Mn으로 치환하면서 [Ni] + 2[Mn] 이 동일한 값 8이 되도록 오스테나이트 당량을 일정하게 유지하였다. 표 1에서는 각 강종의 화학성분을 나타낸다.

제조된 잉곳은 1250°C에서 재가열한 후 최종 두께가 3mm가 되게 pass 당 약 30%의 압하율로 열간압연 되었으며 이때 마무리 압연온도는 1000~1050°C 이었다. 열연강판은 1000~1100°C에서 30분 동안 어닐링 된 후 미세조직을 관찰 비교되었다. 각 합금 중 1,000°C에서 어닐링된 시편만을 대상으로 만능인장시험기(Zwick/Roell Z100)에서 시험 온도 -30°C, -50°C 및 상온의 3가지 온도 조건에서 인장시험을 실시하였다. 인장 전후의 미세조직은 X선 회절장치 (XRD, Rigaku 50kV) 및 TEM(A230)을 이용해 비교 분석하였다. 상분율 측정은 조직관찰에 의한 점산법과 병행하여 Ferritescope (Fisher-FMP-30) 및 XRD 결과값을 비교분석하였다.

## 3. 실험 결과

### 3.1 어닐링후 미세조직

4Mn-2Ni강을 1,000°C에서 어닐링한 후 관찰한 조직을 그림 1에 나타내고 있다. 미세조직은 완전히 재결정된 대나무 형태를 나타내고 있으며, 밝은 영역의 오스테나이트( $\gamma$ )와 어두운 색의 페라이트상( $\alpha$ )이 교대로 있는 층상구조를 보인다. 합금

원소 Ni과 Mn함량이 각각 다르게 첨가되어 있는 다른 강종들도 유사한 형태의 조직을 나타내었다.

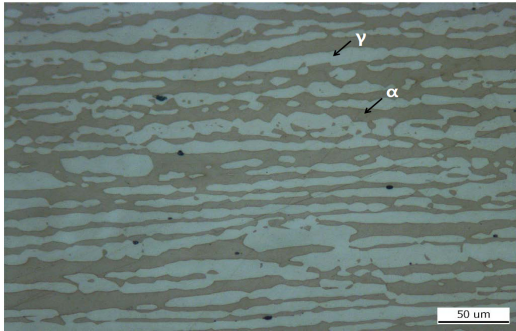


Fig. 1 Optical micrographs of 4Mn-2Ni duplex stainless steels after annealing treatment at 1,000°C.

각 시험편의 평형상태도는 ThermoCalc program을 이용하여 구하였으며 이중 6Mn-1Ni강의 상태를 그림 2에 나타내고 있다. 그림을 보면 850°C 이상의 온도에서는 α-페라이트와 γ-오스테나이트의 두 상만 존재하며, 온도가 상승할수록 α 함량은 증가하고, γ 함량은 감소한다는 것을 알 수 있다.

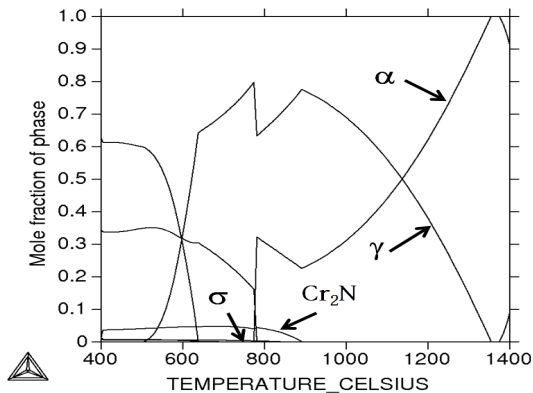


Fig. 2 ThermoCalc diagram of 6Mn-1Ni alloy.

그림 3에서는 각 온도에서 어닐링 후 측정된 미세조직의 페라이트 상분율을 나타내고 있다. 그림에서 보면 ThermoCalc program에서 예측한 바와 같이 모든 합금에서 어닐링 온도가 상승함에 따라 페라이트 상분율은 증가하고 있다. 또한 각 합금 사이의 상분율을 비교해 보면 Mn첨가량이 상

대적으로 많은 강에서 페라이트 함량이 높게 나타났다.

Schaeffler<sup>6)</sup>가 발표한 아래의 Ni당량(Ni<sub>eq</sub>)식 (1)에 의하면 1wt.% Ni과 2 wt.% Mn이 등가적이다.

$$Ni_{eq} = Ni + 30(C + N) + 0.5Mn \quad (1)$$

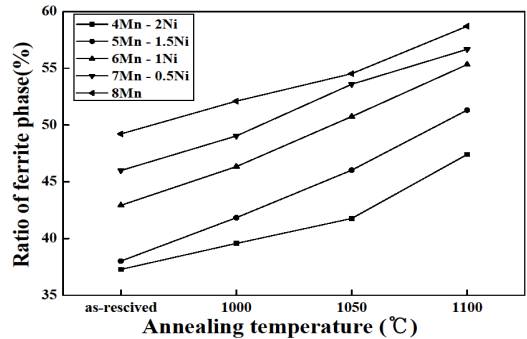


Fig. 3 Effect of annealing temperature on the fraction of ferrite in various duplex stainless steels.

본 연구에서 사용된 강종들은 합금설계 시 [Ni]<sub>eq</sub> 값이 일정하도록 Ni과 Mn의 함량을 조절하였다. 즉 Mn의 함량이 1 wt.% 증가할 때 Ni 함량은 0.5 wt.% 감소하도록 조성비를 조절하였다. 동일한 시편을 가지고 수행한 이전의 연구<sup>7)</sup>에서 위의 (1)식을 실제 나타난 α/γ-상의 비율에 따라 맞게 수정된 Ni당량식 (2)를 이 강종에 적용하였다.

$$Ni_{eq} = Ni + 30(C + N) + 0.4Mn \quad (2)$$

이 식을 적용하면 그림 3에서 나타내는 각 강종의 페라이트 상분율 차이가 정확하게 일치하게 되며 동일한 Ni당량을 가지기 위해서는 Ni을 Mn으로 치환할 때 Ni을 감소한 함량의 2배보다 더 많은 2.5배의 Mn을 첨가하여야 된다.

### 3.2 인장시험

1000°C에서 어닐링한 시편을 이용하여 상온 및 저온 인장 실험을 실시하였다. 그림 4에서는 각 강종들의 상온인장시험 후 응력-변형률 곡선을 나타내고 있다. 그림에서 모든 강종들은 전형적인

가공경화에 의한 곡선을 보여주고 있으며, 각 강종들은 Ni, Mn 합금성분 첨가량에 관계없이 인장강도 약 1000-1100 MPa, 진변형률 40~45% 범위에서 유사한 인장특성을 나타내고 있다.

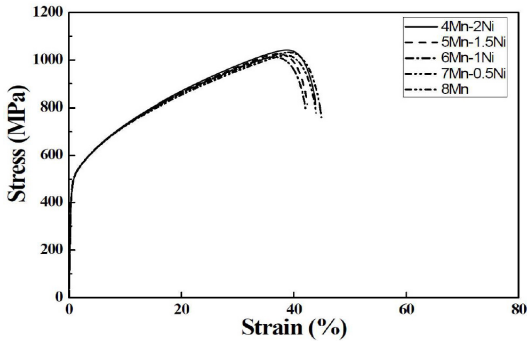
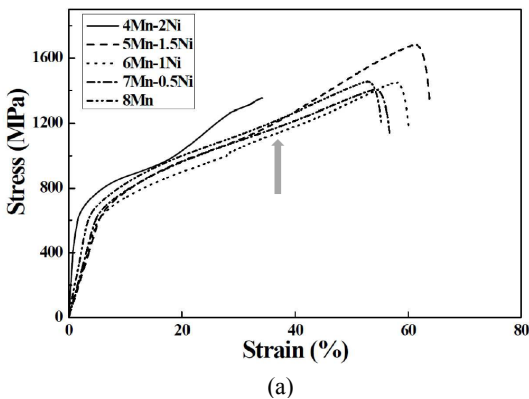
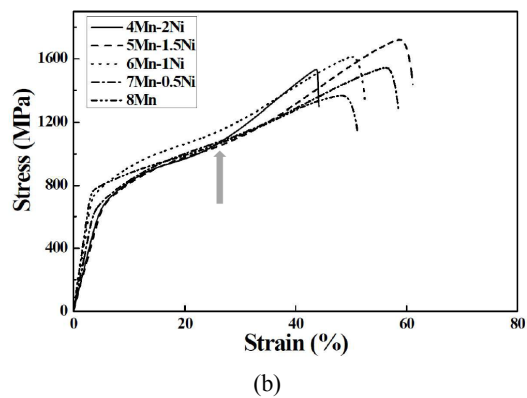


Fig. 4 True stress-strain curves after tensile test at a room temperature.



(a)



(b)

Fig. 5 True stress-strain curves after tensile test at (a)  $-30^{\circ}\text{C}$ , and (b)  $-50^{\circ}\text{C}$ .

그림 5(a, b)에서는  $-30^{\circ}\text{C}$ ,  $-50^{\circ}\text{C}$ 에서 인장시험한 각 강종들의 응력-변형률 곡선을 각각 비교하였다. 그림에서 보면 변형 초기에는 상온에서와 같이 전형적인 변형경화 곡선을 나타내고 있으나, 변형률이 20~50%에 도달하면 변곡점이 발생하는 현상이 모든 강종들에게서 공통적으로 나타나고 있다.

변곡점에서 이러한 기울기의 변화는  $-50^{\circ}\text{C}$  일 때가  $-30^{\circ}\text{C}$  일 때 보다 더 뚜렷하게 발생하고 있다. 표 2에서는 각 강종들의 변곡점 위치( $\epsilon_0$ ), 항복점(Yield point), 파괴연신률( $\epsilon_f$ ) 등을 나타내고 있다. 표에서 보면 시험 온도가 낮을수록 변곡점( $\epsilon_0$ )이 더 작은 변형율에서 발생하였는데, 이것은 낮은 온도에서 SIM 이 더 쉽게 발생하였다는 것을 의미한다.

He<sup>8)</sup>에 의하면 DSS의 경우 페라이트의 존재로 인해 오스테나이트가 변형유기 마르텐사이트(SIM)로 변태하는데 제한을 받으나 일정 온도 이하에서는 변형동안에 마르텐사이트 변태가 가속화되어 SIM이 발생한다고 하였다. Lee<sup>9)</sup> 및 Ryoo<sup>10)</sup> 등도 유사한 시험에서 이 변곡점이 SIM의 생성이 시작한 지점이라고 보고하였다. 또한 Suzuki<sup>11)</sup>는 오스테나이트의 변형유기변태를 페라이트의 응력집중을 완화시키는 과정이라고 볼 수 있으며, 이러한 응력집중의 완화과정이 점진적으로 일어날수록 연성향상에 기여한다고 하였다. 이러한 이전의 연구결과를 고려할 때 본 연구의  $-30^{\circ}\text{C}$  및  $-50^{\circ}\text{C}$  저온인장시험 후 응력-변형률곡선에서 나타난 변곡점은 SIM의 생성에 의한 것이라고 생각되며, 본 연구에서 사용한 합금들도 SIM 생성에 의해 뚜렷한 연신율의 증가가 발생하였다.

## 4. 고 찰

### 4.1 Ni, Mn 함량에 의한 SIM발생 영향

합금들 사이에서 변곡점 발생위치(onset strain,  $\epsilon_0$ )를 표2에서 비교해 보면  $\epsilon_0$ 는 Mn원소의 치환점가량과 비례적인 영향이 없는 것으로 보인다. 앞에서 Mn은 Ni의 0.4배 만큼의 오스테나이트 안정화 효과를 가진다고 하였으므로, 본 연구에서

Table 2. The onset strain( $\epsilon_o$ ), yield point and fracture strain ( $\epsilon_f$ ) on S-S curves after tensile test at  $-30^\circ\text{C}$  and  $-50^\circ\text{C}$ .

Test temperature $^\circ\text{C}$ \ properties		No.1	No.2	No.3	No.4	No.5
$-30^\circ\text{C}$	$\epsilon_o$ at inflection (%)	23	34.5	35	40.5	35.2
	Yield point (MPa)	519.8	618.1	586.6	619.8	609.8
	Fracture strain ( $\epsilon_f$ , %)	34.2	63.8	60.1	56.7	55.2
$-50^\circ\text{C}$	$\epsilon_o$ at inflection (%)	21.8	25.6	25.5	29.8	25.5
	Yield point (MPa)	611.5	643.0	710.9	621.2	749.0
	Fracture strain ( $\epsilon_f$ , %)	44.2	61.1	52.5	58.5	51.2

1[Ni]대신에 2[Mn]으로 치환 첨가하였던 강들의 오스테나이트 당량이 치환하지 않았던 강보다 상대적으로 떨어진다고 예측되었고, 이 예측이 맞다면 Mn 치환량이 많을수록 오스테나이트 안정도가 떨어져 변곡점이 더 일찍 발생하였을 것이다. 그러나 Mn 치환량이 가장 적었던 4Mn-2Ni강의 변곡점이 가장 일찍 발생하였다. 즉 식(2)의 오스테나이트 당량식에 의한 오스테나이트 안정도는 SIM 발생에 결정적인 영향을 주지 않았다.

Table 3 Calculated  $M_d30$  value and volumetric fraction of strain induced martensite (SIM) of each specimen.

Specimen	$M_d30$	Volumetric fraction(%) of SIM	
		$-30^\circ\text{C}$	$-50^\circ\text{C}$
No.1	-50.6	88.3	91.1
No.2	-58.3	80	96.3
No.3	-61.4	48	88.9
No.4	-67.9	79.4	85.8
No.5	-60.2	88.5	92.8

일반적으로 소성변형에서 마르텐사이트 형성을 유기하는 한계온도는  $M_d$  온도로 나타내며 이것은 오스테나이트의 기계적 안정도를 나타내는 지표로 사용된다.  $M_d$  온도 이상에서는 SIM이 발생하지 않는다는 것을 의미하는데, 이 온도는 실제 측정하기 어려우므로 실질적인 함수로서  $M_d30$ 을 사

용하며  $M_d30$ 은 30%의 진변형률에서 50%의 마르텐사이트가 형성되는 온도로 한다. 이 온도는 Angel<sup>12)</sup>에 의하여 (3)식과 같이 실험적으로 정의되어 있다.

$$M_d30 = 413 - 13.7\text{Cr} - 9.5\text{Ni} - 8.1\text{Mn} - 9.2\text{Si} - 18.5\text{Mo} - 462\text{C} - 462\text{N} \quad (3)$$

위 식에서 보면 각각의 첨가 합금원소 함량이 증가할수록  $M_d30$  온도는 저하하며, 이 값이 저하할수록 SIM이 발생하는데 대한 강의 저항성이 높아진다. 본 연구에서는 오스테나이트/페라이트 당량비를 일정하게 유지하기 위하여 Ni 함유량을 감소하면서 Mn 원소를 Ni 원소량의 2배씩 치환하여 합금을 제조하였는데, (3)식에 의하면 치환원소량이 많을수록  $M_d30$  온도가 감소한다. 또한  $M_d30$  온도에는 다른 합금원소들의 첨가량도 영향을 미치며, 본 연구에서 사용된 각 강종의  $M_d30$ 온도와 파단 후 마르텐사이트상의 분율을 표 3에서 나타내고 있다. 표3을 보면  $M_d30$ 은 Mn 치환량에 따른 직선적인 비례관계를 가지고 있지 않다는 것을 알 수 있다. 이는 각 강종의 첨가원소가 Ni과 Mn 이외에 Cr, C 및 Si 등 다른 첨가원소의 함량이 조금씩 달랐기 때문이다.

$M_d30$  값과  $\epsilon_o$ 과의 관계를 그림 6에 나타내었다. 그림에서 보면  $\epsilon_o$ 는  $M_d30$ 온도가 높아질수록 작아지고 있다. 즉  $M_d30$ 온도가 높을수록 SIM이 잘 형성될 수 있게 되어 변곡점이 나타나는 시기가 빨라졌으며 이는 Angel<sup>12)</sup>의 주장과 일치한다.

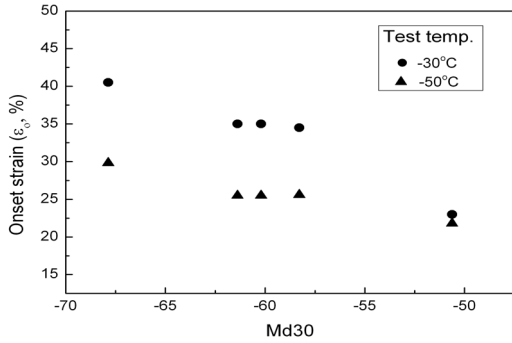


Fig. 6 The relationship between onset strain(ε<sub>0</sub>) of inflection point and Md30

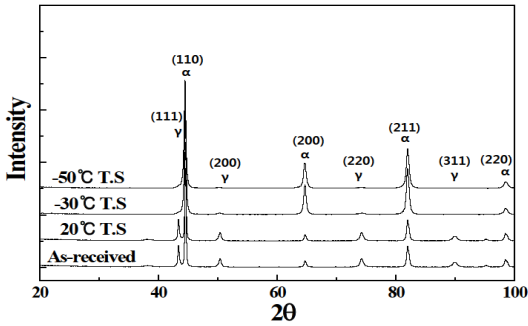


Fig. 7 Results of XRD analysis of 8Mn steel after tensile test at the various temperature.

그림 7에서는 인장시험 후 XRD결과 값을 나타내고 있다. 그림의 peak에서 보면 martensite peak는 따로 구분이 되지 않고 ferrite peak로 겹쳐서 나타나고 있다. Ferrite 상의 함량은 변형전후에 동일하기 때문에 ferrite peak가 증가한 것은 변형 후 martensite 량이 증가하였기 때문이며 저온에서 변형될수록 오스테나이트 피크는 줄어들고 페라이트 피크가 높은 것을 확인 할 수 있으며, 마르텐사이트 생성량은 XRD 적분강도를 이용하여 아래의 식 4에 적용시켜 구하였으며 그 값들을 표 2에 함께 나타내었다.

$$\begin{aligned}
 V_{\alpha} &= V_0 - V_{\gamma} = V_0 - \left( \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}} \right) \\
 &= V_0 - \left( \frac{1.4 \left[ \frac{I_{\gamma}^{220} + I_{\gamma}^{311}}{2} \right]}{I_{\alpha}^{211} + 1.4 \left[ \frac{I_{\gamma}^{220} + I_{\gamma}^{311}}{2} \right]} \right) \quad (4)
 \end{aligned}$$

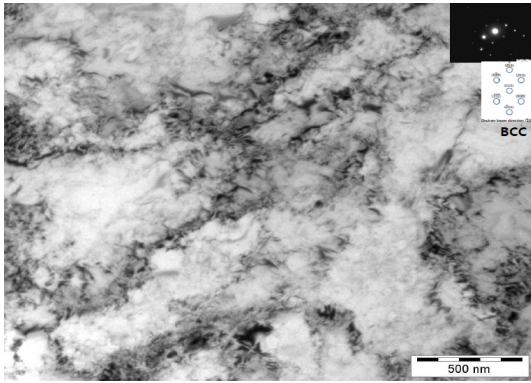
이 식에서  $V_{\alpha}$ 은 SIM 체적분율,  $V_0$ 는 초기  $\gamma$  체적분율,  $V_{\gamma}$ 는 변형 후 잔류하는  $\gamma$  체적분율이고,  $I_{\gamma}$ ,  $I_{\alpha}$ 는 각각  $\gamma$ 와  $\alpha$ 상의 적분강도 값을 나타낸다.

#### 4.2 파괴연신율에 미치는 SIM의 영향

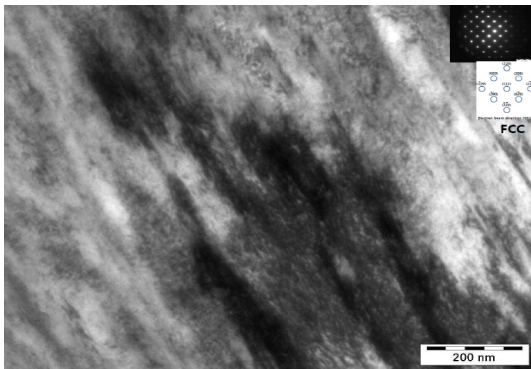
Md30온도와 함께 파단 후 파단면 부근에서 측정한 SIM 체적분율을 표3에서 나타내고 있는데 Md30온도가 높은 합금의 경우가 낮은 합금에 비해 SIM 체적분율도 대체적으로 높게 나타난 것을 알 수 있다. SIM 체적분율값은 파단면 부위의 조직을 대상으로 XRD에 의해 분석한 것이지만 관찰한 부위에 따라서 편차가 있었기 때문에 Md30 온도값과 정확하게 비례관계를 가지고 있지는 않으며, 그럼에도 불구하고 Md30이 높은 합금의 SIM 분율이 높았다.

Geol<sup>13)</sup> 및 Sugimoto<sup>14)</sup> 등은 오스테나이트의 기계적 안정성이 매우 높으면 변형 중에 변태가 일어나지 않기 때문에 강도 및 연성에 거의 영향을 주지 못하며, 또한 안정성이 너무 낮으면 변형 초기 단계에서 대부분의 오스테나이트가 인장초기에 마르텐사이트로 변태하기 때문에 연성은 오히려 감소한다고 하였다. 오스테나이트 안정도가 적합해야 SIM 변태를 균일하고 길게 일으키며 이 경우 최대의  $\epsilon_f$ 를 가진다고 보고하였으며, 이 이론은 본 연구의 결과와 어느 정도 일치한다. 본 연구에서도 오스테나이트 안정도가 가장 낮은 No.1 강종에서 SIM이 가장 일찍 발생하였으나 가장 낮은  $\epsilon_f$ 를 나타내었다. 이는 앞의 논문들<sup>13,14,15)</sup>에서 보고한 것과 같이 너무 빠른 SIM 변태에 의한 응력집중이 일으킨 효과라고 생각된다. 반면에 No.2 강종은 두 시험온도 모두에서 가장 높은  $\epsilon_f$ 를 나타내었으며 파단 후의 SIM 부피분율도 타 강종에 비해 상대적으로 많았다.

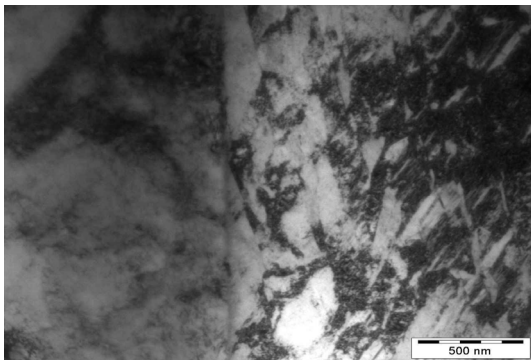
그림 8은 TEM 관찰 조직을 나타내고 있다. 조직에서 보면 FCC구조를 가지는 오스테나이트(b)와 BCC구조를 가지는 페라이트(a)와 마르텐사이트가 있다. 그림 8(a)에서 나타내는 페라이트는 전위셀 구조를 가지고 있으며, 그림 8(b)의 오스테나이트는 내부에 검은색의 마르텐사이트를 포함하고 있는 것을 알 수 있다. 일반적으로 2상 조직강



(a)



(b)



(c)

Fig. 8 TEM images of 8Mn steel after tensile test at the temperature of  $-50^{\circ}\text{C}$  (a)ferrite, (b) austenite and (c) boundary of austenite/ferrite.

은 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태되면서 주위의 페라이트 내부에 가동전위(mobile dislocation)

를 많이 형성시키는데 이로 인해 변형 시 연속 항복(continuous yielding)이 일어나며, 항복강도는 낮지만 가공경화가 잘 일어나 비슷한 강도 수준의 다른 고장력강과 비교할 때 우수한 가공성을 가진다고 하였다<sup>16)</sup>. 인장변형 시 조직의 변형과정은 먼저 연성이 큰 페라이트영역이 우선적으로 변형하기 시작하여 인접한 오스테나이트와의 경계에 전위가 집적되며, 이로 인해 전위의 에너지가 임계값 이상으로 되면 래스상의 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태한다고 알려져 있다. 그림 8(b)에서 보면 적층결합 부위가 먼저 마르텐사이트로 변태된 것을 알 수 있으며, 그림8(c)에서는 마르텐사이트 변태 시 발생한 압축응력으로 주변의 페라이트 내부에 유동성 전위가 도입된 것을 확인할 수 있다. 본 연구에서 나타낸 바와 같이 소성유기변태가 발생한  $-30^{\circ}\text{C}$  및  $-50^{\circ}\text{C}$  인장시험의 연신율이 상온보다 월등히 높았던 것은, 인장 시 우선적으로 변형된 부위가 마르텐사이트로 변태하고 이러한 과정이 페라이트의 응력집중을 완화시켰기 때문이라고 판단된다.

## 5. 결 론

본 연구에서는 22Cr-2Ni강에서 Ni을 Mn으로 치환 첨가한 강을 용해, 주조, 열간압연하고 어닐링 후 상온 및 저온에서 인장시험을 하였으며, 분석한 결과 다음의 결론을 얻을 수 있었다.

22Cr-4Mn-2Ni DSS 강에서 어닐링온도가 증가할수록 페라이트 분율이 증가하였으며, Ni 원소를 Mn으로 치환할 경우 1[Mn]이 0.4[Ni]과 등가의 오스테나이트당량을 나타내었다.

저온 인장 시험의 결과 모든 강종의 응력-변형률곡선에서 기울기가 갑자기 상승하는 변곡점이 발생하였으며 이것은 변형유기 마르텐사이트(SIM)의 생성에 기인하는 것으로서 발생 후 연신률 및 인장강도가 상승하였다.

변곡점의 발생시점은 인장시험 온도가 낮아짐에 따라 빨라졌으며, 강종별로는  $M_{d30}$  온도가 높을수록 오스테나이트의 기계적 안정성이 떨어져 발생시점이 빨라졌으며 파단 후 SIM의 발생량도

많았다. 변곡점의 발생시기가 너무 늦어도 강의 연신율이 높지 않았다. 강의 연신율 및 강도를 예측하기 위해서는 강의 첨가원소 함유량을 조절하여 기계적 안정도를 적절히 맞추는 것이 중요하다고 생각된다.

## References

1. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch, 1967, "The enhancement of ductility in high strength steels", *Trans. Am. Soc. Metals* 60, pp. 252-259.
2. R. A. Kot and V. Weiss, 1970, "Transformation plasticity in iron-nickel alloys", *Metall. Trans.* Vol. 1, pp. 2685-2693.
3. J. Y. Choi, J. H. Ji, S. W. Hwang, K. T. Park, 2012, "TRIP aided deformation of a near-Ni-Free, Mn-N bearing duplex stainless steel", *Mater. Sci. Eng.(A)*, Vol. 535, pp. 32-39.
4. J. Y. Choi, J. H. Ji, S. W. Hwang, K. T. Park, 2012, "Effects of nitrogen content on TRIP of Fe-20Cr-5Mn-xN duplex stainless steel", *Mater. Sci. Eng.(A)*, Vol. 534, pp. 673-680.
5. J. Y. Choi, J. H. Ji, S. W. Hwang, K. T. Park, 2011, "Strain induced martensitic transformation of Fe-20Cr-5Mn-0.2Ni duplex stainless steel during cold rolling : Effects of nitrogen addition" *Mater. Sci. Eng.(A)*, Vol. 528, pp. 6012-6019.
6. J. Y. Park and Y. S. Ahn, 2012, "Effect of alloying composition and plastic deformation on the microstructure of 22Cr micro-duplex stainless steel", *Korean J. Met. Mater.* Vol. 50, No. 11, pp. 793-800.
7. A. L. Schaeffler, 1949, "Constitution diagram for stainless steel", *Metall. Prog.*, Vol. 56, pp. 680-680B.
8. J. He, G. Han, S. Fukuyama, K. Yokogawa, 1999, "Tensile behavior of duplex stainless steel at low temperatures", *Mater. Sci. Technol.* Vol. 15, pp. 909-920.
9. T. H. Lee , C. S. Oh , S. J. Kim, 2008, "Effect of nitrogen on deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic Fe-18Cr-10Mn-N steels", *Scripta Materialia* Vol. 58, No. 2, pp. 110-113.
10. D. Y. Ryoo, N. Kang, C. Y. Kang, 2011, "Effect of Ni content on the tensile properties and strain-induced martensite transformation for 304 stainless steel", *Mater. Sci. Eng., A* Vol. 528 No. 6 pp. 2277-2281.
11. T. Suzuki, H. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto, S. Koike and M. Ichihara, 1976, "Plastic deformation and martensitic transformation in an iron-base alloy", *Scripta Metallurgica*, Vol. 10, No. 4, pp. 353-358.
12. T. Angel, 1954, "Formation of martensite in austenitic stainless steels", *Journal of the Iron and Steel Institute*, Vol. 177, pp. 165-174.
13. N. C. Goel, S. Sangal, 1985, "A theoretical model for the flow behavior of commercial dual-phase steels containing metastable retained austenite: Part I. Derivation of flow curve equations", *K. Tangri, Metall. Trans.*, Vol. 16A, No. 1985, pp. 2013-2021.
14. K. I. Sugimoto, M. Kobayashi, S. I. Hashimoto, 1992, "Ductility and strain-induced transformation in a high-strength transformation-induced plasticity-aided dual-phase steel", *Metall. Trans. A*, Vol. 23A, No. 1992, pp. 3085-3091.
15. T. Y. Hur, H. S. Han, S. H. Lee, C. Y. Kang, 2012, "Effect of Deformation Induced Martensite Transformation on the Mechanical Properties in Austenitic Stainless Steel with High Mn", *The Korea Soci. for Power System Eng*, Vol. 16, No. 4, pp. 51-56.
16. B. C. Hwang, Y. G. Kim, S. H. Lee, W. G. Kim, D. H. Shin, 2006, "Dynamic deformation behavior of an ultra-fine-grained dual phase steel fabricated by equal channel angular pressing", *J. Kor. Inst. Met. & Mater.* Vol. 44, No. 11. pp. 734-740