

## 원심주조한 마르텐사이트 스테인레스강의 기계적 성질에 미치는 템퍼링 영향

배은재 \* · 백응률 † · 안종현

\*현대제철

영남대학교 신소재공학부

## Effect of Tempering on the Mechanical Properties of Martensitic Stainless Steels Fabricated by Centrifugal Casting

Eun-Jae Bae\*, Eung-Ryul Baek†, and Jong-Heon Ahn

\*Hyundai Steel Co, 444, Songnaedong, Namgu, Pohang, Kyungbuk, Korea  
Yeungnam University, 214-1 Daedong, Gyeongsan, Gyeongbuk, 712-749, Korea

### Abstract

A new approach of producing martensitic structure for guide-roll materials was developed using centrifugal casting instead of classic overlay welding process. Centrifugal casting offered a simpler process, fewer defects and even microstructures. Especially in terms of thermal fatigue cracking which usually occurs in the HAZ of welding beads of used continuous caster guide roll materials made by overlay welding process. A typical tensile strength of 1,600 MPa was obtained by this process and was higher than typical tensile strength (800~1,200 MPa) with overlay welding technique. Tempering at 400~550°C for 2 hrs was observed to have significant precipitate hardening effect which increases strength and elongation. Nitrogen content from the Cr-N input in the casting process was found to have positive contribution to decrease the volume fraction of  $\delta$ -ferrite which directly corresponds to increasing strength of the roll materials.

**Key words** : Continuous casting roll, Roll hardfacing, Centrifugal casting, Martensitic stainless steel, Tempering.

(Received March 16, 2008 ; Accepted May 14, 2008)

### 1. 서 론

최근 급속한 제조기술의 발전과 더불어 산업 설비 부품들의 장수명화 요구에 대응하기 위해서 새로운 소재의 개발 필요성과 함께 다양한 제조방법의 적용이 시도되고 있다. 마르텐사이트계 스테인레스강은 오스테나이트계나 페라이트계에 비해 내열성, 내식성, 용접성이 다소 떨어지지만, 경도와 강도가 높아 산업, 건설기계, 기계구조물, 공구, 이화학 기기 등에 이르기까지 용도가 다양하다[1]. 제철소 연주기의 사용수명을 좌우하는 연주기의 가이드롤(Guide roll)은 현재 전세계의 모든 제철소에서 저가의 저합금강 롤 표면에 오버레이용접법으로 연주 가이드롤의 사용환경에 최적이라 판단되어온 내마모, 내열, 내식성이 우수한 마르텐사이트계 스테인레스강 용접층을 두께 3~6 mm 피복시킨 후 사용하고 있다[2,3]. 오버레이 용접법으로 제조한 연주롤의 경우 사용 후 롤 표면을 살펴보면(Fig. 1 참조) 극심한 열피로크랙이 원주롤의 원주방향, 즉 용접 진행방향으로 그리고 용접비드 경계면에서 용접비드폭 간격으로 우선적으로 발생하고 있음을 알 수 있다. 이들 크랙의 진전은 롤 파손, 또는 국부 마모 및 부식의 촉진 등으로 이어져 연주롤의 수명과 연주 주

기의 표면 품질을 저하시키는 주요 원인이 되고 있다[4].

그간 오버레이 용접법으로 제조되어 온 연주 가이드롤의 수명을 저하시키는 용접비드간 경계면(열영향부)은 용접시 슬라그의 혼입에 따른 결함의 발생, 그리고 조직 불균일을 유발하는 열영향부의 발생 등의 요인으로 인해서 기계적 성질 특히 내열피로크랙성이 저하된 것으로 알려져 있다[5]. 연주가이드롤의 표면에 존재하는 용접비드간 경계면을 줄여서 연주가이드롤의 수명을 연장시키고자 시도된 방안으로는 용접비드 폭을 통상의 10 mm 내외에서 30~50 mm 내외로 증가시킨 오실레이팅 용접법 또는 스트립/밴드 용접법이 개발되어 적용되고 있다[6~8]. 그러나 이들 스트립/밴드 용접법에 의한 연주가이드롤 제조시 롤 표면에 존재하는 용접비드간 경계면이 1/5~1/3로 획기적으로 감소되었으나 완전히 없앨 수는 없었다.

기존의 오버레이용접법으로 제조하여 온 연주가이드롤을 원심주조법을 이용하여 제조하는 경우에는 용접 시 생기는 용접비드간 계면이 아예 존재하지 않는 롤 표면을 얻을 수 있을 것이다.

따라서 본 연구에서는 기존의 오버레이 용접법으로 제조하던 연주 가이드롤의 마르텐사이트계 스테인레스강 오버레이 용접부

†E-mail : erbaek@yu.ac.kr

Table 1. Chemical compositions of the typical centrifugal casting specimens (in wt. %).

No.	C	Cr	Ni	Mo	Cu	W	Nb	V	Si	Mn	Al	N	Fe
1	0.12	11.5	2.0	0.6	0.24	0.4	0.28	0.01	0.38	0.95	0.45	0.01	Bal.
2	0.15	10.5	2.4	1.0	0.07	0.4	0.27	0.07	0.11	0.54	0.50	0.15	Bal.
3	0.14	11.0	2.5	1.5	0.30	0.4	0.28	0.30	0.28	0.61	0.02	0.12	Bal.
4	0.12	11.2	2.6	1.3	0.37	0.4	0.23	0.37	0.23	0.61	0.02	0.16	Bal.

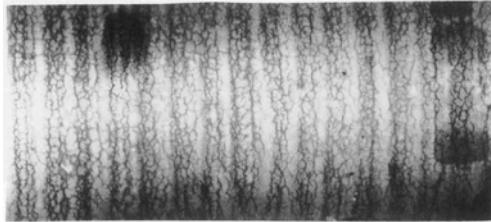


Fig. 1. Typical thermal fatigue cracks commonly observed in the welding beads of used continuous caster guide roll materials made by overlay welding process.

합금 성분[3]을 기준으로 미세 석출물과 고온 내부식성 개선 효과가 있는 질소 및 알루미늄 원소 첨가량을 달리한 합금계 [9] 를 원심주조법으로 주조하고, 이를 템퍼링 열처리 한 후의 미세조직과 기계적 성질간의 상관성을 조사하여 원심주조법에 의한 연주 가이들재로서의 적용 가능성을 평가하고자 했다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 합금조성은 오버레이 용접법으로 제조하고 있는 상용 연주롤의 합금조성[3]을 기준으로 질소(0.01~0.16 wt.%) 및 알루미늄(0.02~0.50 wt.%) 원소 첨가량을 달리하였으며, 이를 원심주조법으로 제조한 시편의 합금조성은 Table 1에 나타내었다. 실험은 고철과 합금철을 이용하여 대기 고주파 유도로에서 용해하고, 용탕의 주입은 회전하는 금형에 1550~1600°C에서 주입하였다. 이때의 금형의 예열 온도는 400~450°C, 회전 속도는 900 rpm으로 하였다. 템퍼링은 주방상태의 시료를 200~600°C의 온도범위로 가열하여 2시간 유지 후 공냉하였다. 미세조직의 관찰은 비렐라액(Vilella's reagent)와 칼링액(Kalling's reagent)을 이용하여 에칭을 하였다. 미세조직 관찰은 광학현미경 및 주사전자현미경을 사용하였으며 δ-페라이트상 분율은 광학 조직 사진으로부터 상 분률 분석 장비인 시그마스캔(sigma scan)을 이용하였다. 그리고 엑스선회절기를 이용하여 결정상 분석과 잔류 오스테나이트상의 분율을 구하였다[10]. 인장시험은 ASTM E8M subsize 시편을 사용하여 실시하였으며, 경도값 측정은 비커스 경도기를 사용하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 미세조직

Fig. 2는 원심주조한 시편의 광학현미경조직이다. 1~4번 시편 모두 기지조직의 대부분은 마르텐사이트상이며 일부 δ-페라이트상으로 구성되어져 있음을 알 수 있다. 시편별 미세조직을 구

Table 2. Phases volume fraction of various as-cast specimens.

As-cast	δ-ferrite	Retained austenite
1	16.4%	2.7
2	<2%	3.8
3	<2%	3.0
4	<2%	3.7

성하는 각 상들의 분율은 Table 2에 나타내었다. Table 2에 의하면 질소의 함량이 0.01%인 1번 시편의 경우에는 약 16 vol.%의 δ-페라이트가 생성되었고, 질소의 함량이 0.12~0.16%인 2~4번 시편은 약 2 vol.% 이하의 δ-페라이트가 생성되었다.

니켈, 탄소, 망간과 함께 오스테나이트상을 안정화시키는 원소로 알려진 질소의 첨가량이 스테인레스강 용접부 응고조직에서 0.15% 정도 차이가 발생할 경우에는 δ-페라이트상의 존재 분율이 DeLong Diagram[11], WRC-1988[12], 그리고 WRC-1992[12]로부터 계산해볼 때 13% 내외의 차이가 발생함을 알 수 있다. 따라서 2~4번 시편의 경우에는 1번 시편과 비교시 질소의 첨가량이 증가함에 따라서 고온에서 δ-페라이트상의 존재량이 줄어들고 대신에 보다 많은 양의 오스테나이트상이 안정화 되었으며, 고온에서 안정화 상인 이들 오스테나이트상은 상온으로 냉각되면서 대부분이 마르텐사이트상으로 변태된 것으로 판단된다.

마르텐사이트상은 철계합금의 미세조직 중에서 경도값이 높으면서 동시에 인장강도값이 높기 때문에 연주가이드롤이 요구하는 내마모성과 고온 내열피로크랙성에 최적인 조직상으로 알려져 왔다[3,5,6]. 따라서 원심주조한 2번~4번 시료의 미세조직상 대부분이 마르텐사이트상을 보유하고 있기 때문에 연주가이드롤로서 미세조직 측면에서의 기본적인 요건을 만족하고 있음을 알 수 있다.

마르텐사이트상이 대부분인 미세조직에서는 광학현미경 조직상에서 δ-페라이트상과는 달리 뚜렷이 구분되어지지 않는 잔류 오스테나이트상을 함유하고 있다. 엑스선회절기를 이용하여 각 상들의 회절강도 및 적분강도값을 이용하여 잔류오스테나이트의 정량분석[10]을 하였다.

Table 2에 나타난 시료1번~4번의 잔류오스테나이트상 분율을 살펴보면 다음과 같다. 오스테나이트상 안정화 원소로 작용하는 질소의 함유량이 0.15~0.16%로 시험 시료들 중에서는 높은 측에 속하는 시료2번과 4번의 경우에는 잔류오스테나이트상 또한 3.8%와 3.7%로 제일 많이 존재하였으며, 그 다음으로 질소 함유량이 0.12%인 시료 3번의 경우에는 3.0%, 그리고 질소함유량이 0.01%로 제일 낮은 1번 시료의 경우에는 2.7%로 잔류 오스테나이트상 함유량이 제일 적게 존재하는 것으로 나타났다.

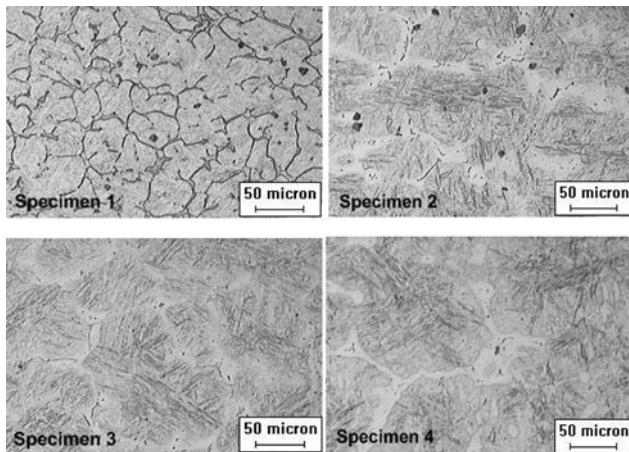


Fig. 2. Optical micrographs of the as-cast specimens etched with Vilella's etchants.

Fig. 3은 1번~4번 시편에 대한 엑스선회절 피크를 분석한 결과 이다. 1번 시편에서는 오스테나이트상 피크가 나타나지 않았으나 2~4번 시편에서는 오스테나이트상 피크가 약하게나마 존재하고 있음을 관찰할 수 있었다. 여기서 오스테나이트상은 잔류오스테나이트상으로서 고온에서 안정한 상이 시료가 상온으로 냉각되면서 마르텐사이트상으로 변태되지 않고 남은 것이다. 1번 시편 보다 2~4번 시편에서 잔류오스테나이트상 피크가 나타나는 것은 합금원소 중에서 N의 함유량이 높기 때문인 것으로 판단된다.

### 3.2 템퍼링에 따른 경도 특성

Fig. 4는 원심주조된 1번~4번 시편을 200~600°C 온도 범위에서 2시간 동안 템퍼링 처리한 후 미세조직 중에서 대부분을 차지하는 마르텐사이트상의 비커스 경도값 변화를 나타낸 것이다. 1번~4번 시편 모두 주방상태의 경도값은 평균 Hv 505~550 범위로서 비교적 높은 경도값을 나타냈다. 그 이유는 본 실험에 사용한 합금은 침입형 고용원소인 탄소와 질소를 함유하고 동시에 다량의 고용강화 원소와 석출경화 원소를 포함하고 있기 때문에 마르텐사이트 조직의 경도값이 높게 나타난 것으로 판단된다. 그러나 1번 시편의 경우 마르텐사이트상의 경도값에 결정적인 영향을 미치는 침입형 원소인(탄소+질소)의 함유량이 다른 시편들 보다 낮기 때문에 마르텐사이트상의 경도값이 시료들 중에서 제일 낮은 값을 가진 것으로 나타났다.

템퍼링 온도에 따른 각 시편들의 마르텐사이트상의 경도값 변화 거동을 Fig. 4로부터 살펴보면 다음과 같다. 바나듐 함유량이 0.1% 이하이고 몰리브덴 함유량이 시편들 중에서 제일 낮은 0.6%와 1.0%인 1번과 2번 시편의 경우에는 200°C에서 Hv 40~50 정도의 경도값 저하가 발생 한 후 300°C에서부터 서서히 경도값이 회복되기 시작해서 450°C에서는 주방상태의 경도값에 근접하는 경도값을 보인 후 550°C 이상의 온도에서부터는 급격한 경도값 저하 거동을 보였다.

200~300°C 템퍼링 온도 범위에서의 경도값 저하 현상은 13% Cr+0.2% C 및 12% Cr 마르텐사이트계 스테인레스강에서 나타나는 일반적인 현상[13,14]으로서 마르텐사이트변태시

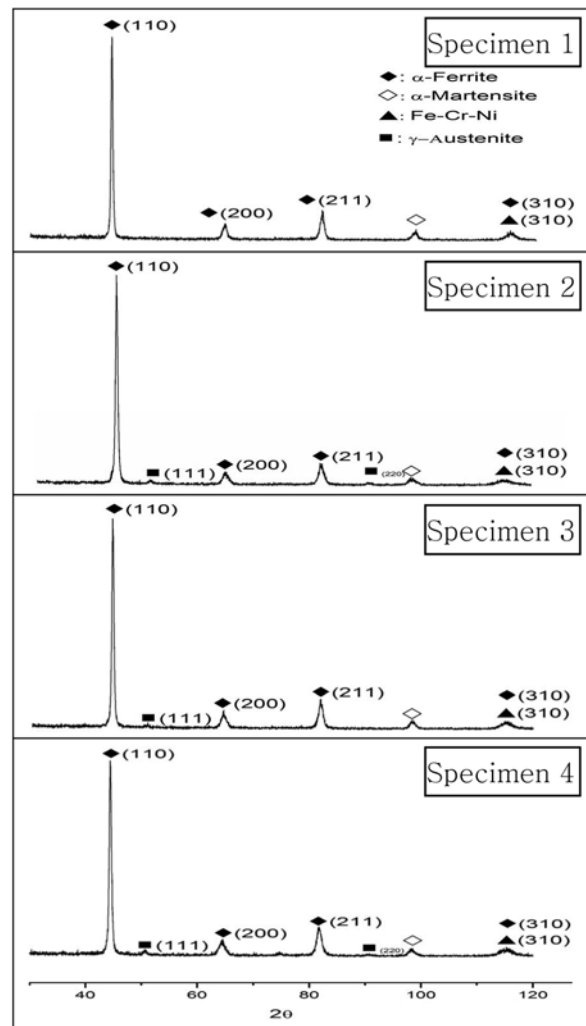


Fig. 3. XRD profiles of the as-cast specimens.

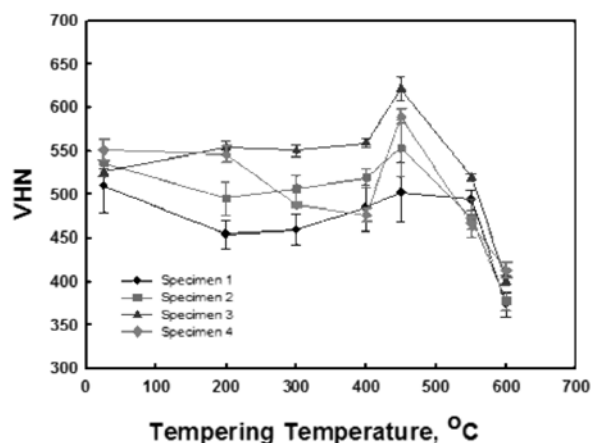


Fig. 4. Vickers hardness of the specimens tempered at various temperatures for two hours.

발생된 응력이 템퍼링 과정에서 해소되는 결과로 나타나는 현상이다. 그리고 400~500°C 템퍼링 온도 범위에서 경도값이 상

승하는 것은 크롬, 몰리브덴, 바나듐, 니오비움, 그리고 텅스텐과 같은 원소들이 탄소 또는 질소와의 결합을 통한 고경도 미세 탄화물 및 질화물들의 석출로 인한 2차 경화 현상 [13~17]이다. 이때 석출되는 미세 탄/질화물들은 기지에 정합으로 석출되어 격자 스트레인을 증가시켜 2차경화를 일으키게 하고, 이에 따라 인성을 크게 저하시켜 이 온도 부근에서 템퍼링 취성이 쉽게 나타나는 것으로 알려져 있다[16,17].

그리고 4번 시편의 경우에는 200°C에서는 경도값 저하 현상이 발생하지 않았으나 300°C에서 Hv 60내외의 급격한 경도값 저하가 발생한 후 400°C까지 미미한 경도값 감소현상이 지속된 후 450°C에서는 급격한 2차 경화 현상이 발생하여 주방상태의 경도값 보다 더 높은 Hv 580을 나타내었다. 450°C에서 주방상태의 경도값 보다 더 높은 경도값 상승 거동을 보인 2차경화 효과는 바나듐이 0.37%로 시험 시편들 중에서 가장 많은 양이 첨가되었기 때문인 것으로 유추되나 보다 정확한 요인의 분석을 위해서는 추가적으로 투과전자현미경을 이용한 미세 탄화물 및 질화물들의 석출 거동을 확인해볼 필요가 있다.

한편 3번 시편의 경우에는 200~400°C 템퍼링 온도 범위에서 경도값 저하 현상없이 오히려 Hv 30 정도의 미미한 경도값 상승이 일어났다. 또한 2차 경화 현상이 발생하는 450°C에서는 시험 시편들 중에서 최고의 경도값인 Hv 625을 나타내었다. 이는 (탄소+질소) 함유량이 높고 동시에 탄/질화물 형성 원소인 (몰리브덴+바나듐+니오비움) 함유량이 시편들 중에서 제일 많이 함유하고 있었기 때문에 템퍼링 도중에 가장 많은 양의 미세 탄/질화물이 석출된 결과라고 판단된다.

그러나 550°C와 600°C의 온도에서는 급격하게 경도값이 저

하되었다. 550°C 이상의 온도에서 경도값이 저하되는 것은 고온에 따른 고경도 마르텐사이트상의 분해가 주된 요인이며 동시에 미세하게 분산된 각종 탄/질화물들이 조대한 탄/질화물로 바뀌게 되기 때문이다[13].

### 3.3 템퍼링에 따른 인장성질

Fig. 5는 원심주조된 1번~4번 시편을 200~600°C 온도 범위에서 2시간 동안 템퍼링한 후 인장시험을 한 결과이다. 1번~4번 시편 모두 주방상태의 인장강도는 500~860 MPa 범위의 값을 나타내었으며, 1% 이하의 매우 낮은 연신률을 가짐으로써 큰 소성변화 없이 탄성변형 후 곧바로 파단이 발생함에 따라 항복강도값과 인장강도값의 차이를 구분할 수 없었다. 반면에 템퍼링을 한 후의 인장강도값은 1,400~1,600 MPa, 그리고 연신률은 2.0~3.4%까지 크게 증가하였다. 이는 원심주조 시편들의 응고과정 중에 발생한 열응력과 마르텐사이트변태 과정 중에 발생한 응력들이 템퍼링에 의해 해소되었고, 이로인해 인장강도 및 연신률이 동시에 증가된 것으로 판단된다.

각 시편의 최대 인장강도가 나타나는 템퍼링 온도는 시편별로 차이가 났는데 대체로 400~550°C의 온도에서 최대값이 나타났다. 여러 온도 구간에서 인장시험한 4번 시편의 결과를 보면 450°C의 온도에서 최대 인장강도값 1,600 MPa 및 최대 항복강도값 1,400 MPa를 나타냈으며, 300~550°C 온도 범위에서는 인장강도값이 1,500~1,600 MPa 범위내에 분포한 매우 높은 고강도 특성을 나타내었다. 450°C의 템퍼링 온도에서 최대 인장강도 및 최대 항복강도 특성을 나타낸 것과 Fig. 4의 경도값 또한 이 온도에서 최대 경도값 거동을 보인 점을 연관

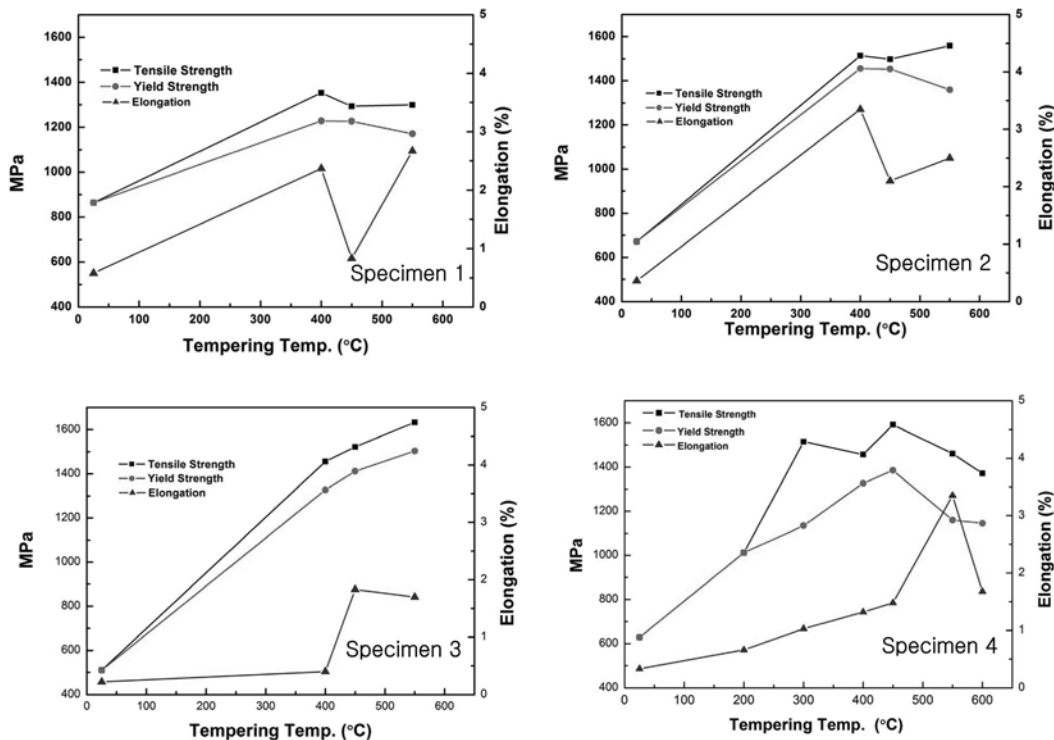


Fig. 5. Mechanical properties of the specimens tempered at various temperatures for two hour.

시켜 볼 때 최대 석출경화 효과에 의한 강도 향상 현상이 나타난 것으로 판단된다. 그러나 연신률 측면에서는 최대 항복강도값 1,400 MPa에서부터 1,200 MPa로 급격한 항복강도 감소가 일어난 550°C에서 최대 연신률 3.4%를 나타내었다. 그리고 550°C와 600°C의 템퍼링 온도에서는 인장강도가 낮아졌다. 각 온도에서 석출되는 탄화물의 차이로 이러한 결과와 나온 것으로 생각되는데 450°C에서는  $M_7C_3$ 계 탄화물이  $M_3C$ 계 탄화물을 분해하면서 미세한 판상의 탄화물이 석출되기 때문으로 생각된다. 550°C와 600°C 이상에서는 조대한  $M_{23}C_6$ 계 탄화물의 석출과 성장에 따른 마르텐사이트 기지의 연화가 가속화되었기 때문으로 생각된다[18].

한편 1번 시편의 경우에는 최대인장강도값 및 최대항복강도값이 시편들 중에서 가장 낮은 1,400 MPa와 1,220 MPa로 나타났다. 이는 1번 시편의 경우 약 16 vol.%의 높은  $\delta$ -페라이트상이 미세조직 중에 분포하고 있어 마르텐사이트상에 의한 강화효과가 상대적으로 다른 시편에 비해서 적게 나타날 수밖에 없었기 때문인 것으로 판단된다. 그리고 1번과 2번 시편의 경우 450°C 템퍼링 온도에서 연신률이 급속히 감소하는 현상을 보였다. 이는 템퍼링 처리한 마르텐사이트강에서 일정한 템퍼링온도 구간에서 충격인성이 매우 낮게 나타나는 취성현상으로서 12% Cr계 스테인레스강에서는 450~550°C 범위에서 가장 잘 발생된다[19]. 그 원인으로는 마르텐사이트상 경계면에 필름 형상의 페라이트 및 시멘타이트상의 존재[20~22], 주석 및 인과 같은 불순원소의 입계편석[23], 그리고 조대 탄화물의 형성[24, 25] 때문인 것으로 알려져 있으나 합금성분 및 시험재에 따라 그 원인은 다소 다른 것으로 알려져 있다.

3번 시편의 경우는 550°C의 템퍼링온도에서 최대인장강도가 1,600 MPa 이상으로 나타났는데, 이는 다른 시편보다 Mo의 함량이 조금 더 높아 템퍼링 연화 저항성이 더 좋기 때문인 것으로 생각된다. 550°C의 템퍼링 처리 후에도 경도값이 최대 경도값 (Hv 625) 보다는 다소 감소가 되었지만 다른 시편들 보다는 더 높은 경도값을 가졌으며, 다른 시편들과는 달리 주방 상태의 경도값 (Hv 525)을 유지하고 있는 점을 고려할 때 고온에서의 연화 저항성이 우수한 것으로 판단된다.

본 실험에 사용한 합금조성은 연주 가이드롤용 재료이므로 사용 중 회전하는 연주가이드롤 표면에는 고온의 연주 주편과 접촉 시에는 급속히 가열되었다가 이후 냉각수에 의해 급속 냉각됨에 따라서 롤이 회전할 때 인장과 압축 응력이 주기적으로 발생된다. 가열 단계에서 발생하는 압축응력이 재료의 압축 항복 한계(compressive yield limit)를 넘게 되면 롤 표면부에 소성변형이 일어나고, 냉각 단계에서는 인장응력이 부과된다. 가열과 냉각이 반복되는 롤 표면부가 피로한계(fatigue limit)에 도달하면 피로 크랙이 발생되는데 이는 재료의 항복강도가 높을수록 내열피로 특성은 향상되는 것으로 알려져 있다[26].

Fig. 5에서 살펴본 바와 같이 본 실험에 사용된 시편들은 항복강도값(1,200~1,400 MPa)은 오버레이용접에 의해 제조되는 기존의 연주가이드롤재의 항복강도값(800~1,200 MPa)[5]과 비교해 볼 때 200MPa 이상의 높은 고강도 특성을 나타내는 것으로 보아 열피로크랙의 발생 저항성이 매우 우수할 것으로 예측된다.

## 4. 결 론

원심주조한 마르텐사이트계 스테인레스강의 기계적 성질에 미치는 템퍼링의 영향을 조사하기 위하여 200~600°C에서 1시간의 템퍼링 처리 후 미세조직 및 기계적 성질(경도, 강도, 연신률)을 조사한 결과는 다음과 같다.

- 1) 질소의 함유량이 0.12~0.16% 증가함에 따라 원심주조 시편의 미세조직 중  $\delta$ -페라이트상 분율은 16.4%에서 2% 이하로 급감하였다. 이는 스테인레스강 용접부 응고조직에서  $\delta$ -페라이트상의 존재 분율을 나타내는 DeLong Diagram 등의 예측결과와 유사한 결과를 나타내었다.
- 2) 템퍼링 온도 450°C에서 최고의 경도값을 나타내었으며, 이는 침입형 원소인 탄소 및 질소가 탄/질화물 형성 원소인 크롬, 몰리브덴, 바나듐, 니오비움과 템퍼링 도중에 가장 많은 양의 미세 탄/질화물이 석출된 결과라고 판단된다.
- 3) 모든 시험시편의 주방상태 인장강도는 500~860 MPa., 1% 이하의 매우 낮은 연신률을 나타내었으나, 템퍼링에 의해 인장강도값은 1,400~1,600 MPa, 그리고 연신률은 2.0~3.4%까지 크게 증가하였다.
- 4) 원심주조법으로 제조한 본 연구의 시험 시편의 항복강도값(1,200~1,400 MPa)이 기존의 오버레이 용접법으로 제조되고 있는 연주가이드롤 재료의 항복강도값(800~1,200 MPa) 과 비교해 볼 때 우수한 내열피로 크랙성을 가질 것으로 예측되어 연주가이드롤 재료로서의 적용 가능성이 확인되었다.

## 참 고 문 헌

- [1] J. Beddoes and J. G. Parr: ASM International, U.S.A., "Introduction to Stainless Steels", (1999) 239.
- [2] C. G. Kim, J. H. Yoon and D. S. Whang: Int. J. of KCORE, "Effects of Nb, V on the Mechanical Properties of Continuous Casting Rolls Overlaidhang", 18(2), (2004)70-76
- [3] Y. Murai, S. Natsume, and S. Nishiyama: "Development of Welding Materials for Continuous Casting Rolls", Kobe Technical Report, 40(3), (1990) 101
- [4] Bruce D. Horn: Iron and steel Engineer, "Continuous caster rolls: Design, Function and performance", 6 (1996) 49~51.
- [5] E.R.Baek, S.Ahn, K.H.Kim, T.S.Yoon, and B.R.Ma: RIST Research Report No.94A216, "Development of the Hardfacing Technology to Prolong Continuous Caster Steel Mill Roll Life", (1995) 53~84.
- [6] Lincoln Electric Co.: Hardfacing C7.720, "Rebuilding caster rolls-hardfacing with submerged arc welding", 6 (1994) 1-6
- [7] IIW Commission XII: Welding in the World, "Recommendations for submerged arc stainless steel strip cladding", 11(7/8), (1973) 199-207.
- [8] R. Demuzere: SoudoMetal's Technical Report No.930067, "Submerged arc and electroslag strip cladding", (1993) 1-78.
- [9] V. G. Gavriljuk and H. Berns: Springer-Verlag, Berlin, "High Nitrogen Steels", (1999).
- [10] C. F. Jactczak, J. A. Larson, S. W. Shin: Society of Automotive Engineerings, Inc., "Retained austenite and its measurements by X-ray diffraction", (1980).
- [11] W. T. DeLong: Weld, "Ferrite in austenitic stainless steel weld metal", 53(7), (1974) 273s-286s.
- [12] D. J. Kotecki and T. A. Siewert: Weld, "WRC-1992 constitution

- diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 Diagram”, 71(5), (1992) 171s-178s.
- [13] ASM International, “Stainless Steel”, Metal Handbook, 10th ed., 1 (1990) 841.
- [14] B. H. Jeong and Y. S. Ahn: J. Kor. Inst. Met. & Mater., 30 (1998) 1763.
- [15] K. J. Irvine, D. J. Crowe and F. B. Pickering: J. Iron and steel Inst.(1964) 63.
- [16] F. B. Pickering: Int. Met. Rev., Dec., (1979) 1.
- [17] H. S. Link and P. W. Marshall: Trans. Am. Soc. Met., 44 (1952) 549.
- [18] John L. Walter, Melvin R. Jackson and Chester T. Sims: Alloying, ASM, Metals Park, Ohio., (1988) 214.
- [19] F. B. Pickering: Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers LTD, (1978) 130, 173.
- [20] B. S. Lement et al: Trans A. S. M., 46 (1954) 851.
- [21] L. J. Klinger et al: Trans A. I. M. E., 46 (1954) 1557.
- [22] M. A. Grossman: Trans A. S. M., 167 (1946) 39.
- [23] J. M. Capus: Iron and Steel Inst. Spec. Rep., 76 (1962) 51.
- [24] T. Gladman et al: Iron and Steel Institute, (1971) 68.
- [25] W. S. Owen: Trans A. S. M., 46 (1954) 812.
- [26] E. Nes and P.Fartum, Scandinavian J. of Metallurgy, 12 (1983). 107.