

연주 ROLL 육성부의 기계적 성질에 미치는 Nb, V의 영향

김창규* · 윤재홍** · 황동수***

*부경대학교 신소재공학부

**창원대학교 금속재료공학과

***고려용접봉(주)

Effects of Nb, V on the Mechanical Properties of Continuous Casting Rolls Overlaidhang

CHANG-GYU KIM*, JAE-HONG YOON** AND DONG-SOO WHANG***

*Division of Materials Science and Engineering, Pukyong National University, Busan, Korea

**Dept. of Metallurgy and Materials Science, Changwon National University, Changwon, Korea

***KISSWELL LTD, Changwon, Korea

KEY WORDS: Continuous Casting Rolls 연주 롤, Martensitic Stainless Steel 마르텐사이트계 스테인레스강, Overlaid Materials 육성용접재료, Tensile Strength and Hardness 인장강도와 경도.

ABSTRACT: In the steel marking industry, most companies have adopted the continuous casting process, due to its economical benefit. Casting rolls are utilized for frictional drive and the transport of solidifying slab. Dimensional tolerances, mechanical stability, and surface condition of the casting rolls can affect both the surface and the internal quality of the product being cast. To overcome these problems, the industry now is focused on accelerating the rate of technological improvements. This study has been undertaken for the development of casting rolls overlaid materials (SAW FCW wire), with the addition of Vanadium and Molybdenum to the martensitic stainless steel, in order to increase tensile strength and hardness at elevated temperatures.

1. 서 론

제철소에서 이루어지는 철강생산 공정은, 과거로부터 적용되어온 일반조괴법과 연속주조법의 두 가지로 크게 나누어지며, 연속주조법은 일반 조괴법에 비해 비교적 최근에 개발되어 적용되고 있다. 연속주조법에 의해 생산된 강이 차지하는 비율은 1973년 약 10%에서 1985년에는 40%를 육박하였고, 1988년에는 53%에 이르고 있다. 한국에서는 1988년 88.3%로 철강선진국 수준에 도달한 후 1990년 기준으로 98%의 연주비를 나타내고 있다.

연주 롤(roll)은 변형에 의한 파손과 크랙발생에 의한 롤 파손이 많다. 고온의 주변과 직접 접촉하면서 구동되는 연주 롤의 부하요인은 열응력, 기계적 응력, 굽힘 마모 및 주형용 분말 등에 의한 불화물 부식 등이 있으며 이들 연주 롤의 부하조건에 따라 열피로와 균열, 소성변형, 마모 및 부식등의 열화요인이 발생된다. 이러한 열화현상에 대하여 롤 재료는 고온 하에서의 높은 항복강도, 낮은 열팽창, 높은 경도 및 내부식성, 높은 연성 등과 같은 특성이 요구된다(Horn, 1996; 전유택과 박용수, 1997).

연속주조기의 연주 롤에서 요구되는 주요 특성들을 만족시키면서 롤의 수명을 증가시키기 위한 기술이 제철소를 중심으로 연구되어져 왔으며, 1980년대에는 주로 주조재 롤의 단조특성, 용접공정, 유희성 개선 등을 통하여 주조재 롤의 수명이 2~3배까지 증가되었다. 1989년 이후에는 개선속도가 감소되었으나, 주조재 롤의 가격을 낮추기 위한 연구가 새롭게 진행되고 있는 실정이다. 이를 위해 최근에는 대부분의 제철소에서 용접 공정을 이용한 방법을 주로 채택하고 있는데, 이것은 일반적으로 롤상에 410, 420, 423 등의 마르텐사이트계 스테인레스강 재료를 육성용접에 의해 피복하는 것이다. 현재 적용되고 있는 서브머지드 아크 용접을 이용한 육성에 있어서, 용접재료들의 대부분이 0.2% 또는 그 이상의 높은 탄소 함량을 가지고 있어 용접시 과도한 부피의 팽창 및 내부 잔류응력 등에 의해 균열의 발생가능성이 대단히 크다(김태영, 1990). 이에 따라 실제 시공시 용접부에 대한 충분한 예열 및 용접중 층간 온도의 유지시공, 용접 후 열처리의 실시 등으로 어느 정도 균열을 방지할 수 있으나, 현실적으로 대형 구조물에 대한 예열, 층간 온도의 유지 및 후열처리 등은 용이하지 않은 것이 사실이다. 이러한 문제를 해결하기 위해서는, 탄소를 0.1% 이하로 낮게 관리하여 마르텐사이트로의 변태율을 조절하고 또, 강도 및 내마모성은 Nb, V, Mo 등의 합금원소 첨가로 고용강화 및 탄화물의 석출에 따른 석출경화 등을 통하여 대응 가능하다

제1저자 김창규 연락처: 부산광역시 남구 용당동 산100
051-620-1472 metgyu@pknu.ac.kr

(Peckner and Bernstein, 1987). 따라서 본 연구에서는 서브머지드 아크 용접 방법을 이용한 연주 롤 육성에 사용하는 새로운 용접 와이어에서 나타나는 문제점 중 가장 많은 비율을 차지하는 균열의 발생을 방지하면서, 동시에 연주 롤에서 요구되는 특성을 만족시킬 수 있는 용접재료로 0.06%C-12~13%Cr-2.5%Ni-1%Mo 기지에 Nb를 0~0.2%, V를 0~0.26%로 단독 또는 동시에 첨가하여, 각 첨가원소의 량에 따른 기계적 성질과 미세 조직과의 관계를 파악하고자 하였다.

2. 시험편 및 시험방법

2.1 시험편의 종류

A에서 I까지의 각 시험편은 본 시험을 위하여 제작된 시작용 와이어를 이용하여 서브머지드 아크 용접 방법에 의해 S45C 모재상에 육성용접을 하여 제작하였으며, 결과 데이터에 대한 통계처리를 위하여 첨가원소인 Nb과 V의 첨가량을 2원 비치법에 맞추어 제작하였다. Table 1은 육성된 각각의 시험편에 대한 용접금속을 분광 분석기를 이용하여 분석한 결과인데, 기본적으로 0.06%C-12~13%Cr-2.5%Ni-1%Mo강에 Nb이 0~0.2%, V은 0~0.26%범위가 되도록 제작하였다.

Table 1 Chemical composition of specimens

specimen	Chemical composition of weld metal(wt.%)							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	V
A	0.052	1.10	2.25	11.53	2.20	0.93	-	-
B	0.061	1.11	2.38	11.82	2.50	1.06	-	0.15
C	0.046	1.19	2.05	11.60	1.93	0.94	-	0.25
D	0.058	0.98	1.88	12.84	2.59	1.08	0.10	-
E	0.061	1.18	2.52	11.67	2.58	1.05	0.08	0.15
F	0.060	1.10	2.37	11.06	2.36	0.67	0.08	0.23
G	0.061	0.96	2.12	12.10	2.25	0.89	0.19	-
H	0.058	0.92	1.91	12.98	2.48	1.07	0.20	0.14
I	0.068	0.94	1.80	12.87	2.29	1.04	0.19	0.26

2.2 서브머지드 아크 용접용 와이어의 제조

시험편의 육성용접을 위한 용접용 와이어는 튜브 형태의 외피금속(steel strip) 내부에 플럭스 혼합물을 충전시켜 제조하였으며, 외피금속의 화학 조성은 Table 2와 같다.

Table 2 Chemical composition of steel strip

Material	Chemical composition (wt.%)					
	C	Si	Mn	P	S	Al
CSP2-WB	0.02	0.1	0.2	0.013	0.009	0.12

외피금속 내에 충전시키는 플럭스 혼합물은 여러 가지 합금 및 광물류의 분말을 목적에 맞는 조성비로 배합하여 V형 혼합기에서 회전속도 20 rpm으로 30분간 혼합하여 제조하였다. 완전히 혼합된 플럭스 분말은 강재를 외피재로 하여 일정 비율로 내부로 충전하면서 튜브용 와이어의 제조설비를 이용하여 연속적으로 파이프 형태의 와이어를 만든 후, 직경 3.2mm까지 인발하여 실험에 사용할 와이어 9종을 제조하였다. Fig. 1에 시험용 와이어의 제조설비를 모식적으로 나타내었다.

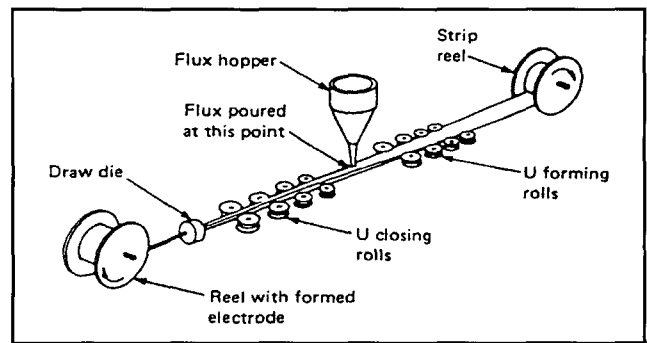


Fig. 1 Schematic drawing of tubular wire manufacturing machine

2.3 시험편의 육성용접

시험편의 용접은 제조된 9종의 와이어 및 시중에서 구입한 중성계의 소결형 용접 플럭스를 조합하여 육성용접을 실시하였다.

사용된 용접장치(Model No. UMA1500)는 서브머지드 아크 용접 장치로 실시하였으며, 12mm 두께의 S45C 탄소강 모재에 4층으로 육성용접하여 고온경도 시험편을 가공하였으며, 상온 및 고온 인장시험편의 제작을 위하여 용착장치(Deposition Welding Assembly)를 이용하여 육성용접을 실시하였는데, Table 3에 육성시의 용접조건을 나타내었다. 한편, 인장시험편 제작용 육성용접은 ASME SFA5.17의 규격에 맞추어 실시하였으며, 인장시험편은 ASTM E8M의 규정에 맞추어 가공하였다.

Table 3 Welding condition for overlaying

Item	Welding Condition
Wire Diameter	3.2 mm
Flux Type	Neutral Type
Welding Current	480~500 A
Arc Voltage	30~35 V
Welding Speed	30 cm/min
Electrode Polarity	AC
Preheating Temperature	969~1019 K
Pass/Layer	3 Pass/4 Layer

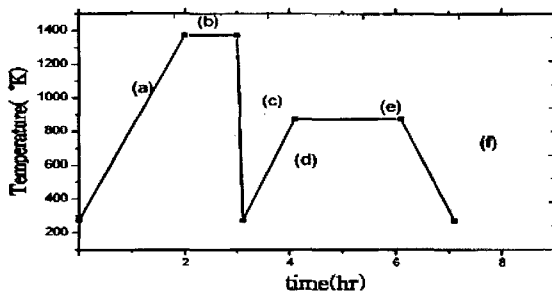
2.4 용접성 및 화학성분 분석

용접성은 서브머지드 아크 용접 장치를 이용하여 용접금속의 인장시험편을 제작하기 위한 육성용접과 내마모시험, 고온경도시험을 위한 시편등의 제작을 위한 PAD 용접 시에 관능검사를 통한 슬래그의 박리성, 비드 표면결함 및 균열발생의 유무를 육안으로 평가하였다. 또, 용착금속의 화학성분은 4층 육성용접부에 대하여 분광 분석기(BAIRD MC20)를 이용하여 정량분석을 실시하였다.

2.5 인장강도 및 경도시험

상온경도시험은 용착금속의 표면두께를 1mm 정도 기계가공에 의해 제거한 후 미소경도기(Wilson Tukon 1000GMT)를 이용하여 하중 1000g의 조건에서 실시하였으며, 용접한 그대로의 상태에서 1373K에서 1시간 안정화열처리 및 873K에서 2시간 템퍼링을 한 후 경도의 변화를 측정하였다.

상온 경도시험편은 모재의 크기가 100mm×150mm에 두께 12mm로 한 것에 육성층 두께를 8mm로 하였으며, 고온경도시험편은 10mm×5mm의 크기였다. Fig. 2에 열처리조건을 도식하였다. 또한, 고온경도시험을 위하여 2.5×10×5mm의 시험편을 방전가공하여 제작한 후 고온경도기(NIKON QM-2)를 이용하여 773K, 873K 및 973K에서 20분유지 후 각각 하중 300g으로 측정하였다. 육성용접부의 인장시험편은 용접한 그대로의 상태로 1373K에서 1시간 안정화열처리 및 873K에서 2시간 템퍼링을 실시한 후 ASTM의 인장시험편 규격에 준하여 직경 6.25mm, 표점거리 25mm의 환봉형태의 인장시험편으로 가공하였다. 상온인장시험은 만능재료시험기(Shimatsu UH-50A)를 이용하여 1.2mm/min의 속도로 시험을 하였고, 고온인장 시험은 고온인장시험기(INSTRON 1336)를 이용하여 1.2mm/min의 속도로 측정을 하였으며, 각 시험편 별로 2회씩 실시하여 평균값을 취하였다.



- (a) Heating rate : 283K/min (d) Heating rate : 283K/min
 (b) Heating zone (e) Tempering zone
 (c) Water cooling (f) Air cooling

Fig. 2 Heat treatment and tempering cycle

2.6 미세조직 및 탄화물분석

육성용접부의 미세조직은 연마 및 부식 후 금속현미경으로 관찰하였다. 특히 탄화물 관찰은 마블용액(10g CuSO₄ + 50ml HCl + 50ml H₂O)으로 부식 후 주사전자현미경(SEM)에 EDS 분석기가 장착된 것을 사용하였으며, 표면의 탄화물 분석은 XRD 및 EDS를 사용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용접성 및 용접부 조직

마르텐사이트계 스테인레스강은 용접 후 냉각과정 중 오스테나이트로부터 마르텐사이트로의 상변태가 일어나므로 부피의 변화, 강도의 증가 및 연성의 저하 등으로 균열 발생에 대한 민감성이 높아 특별한 주의가 필요하다. 따라서 용접전 예열, 중간 온도의 조절 및 용접후열처리 등으로 어느 정도 균열에 대한 예방이 가능하나, 현실적으로 대형 구조물에 대한 이러한 예열 및 후열처리는 곤란한 측면이 있고, 경제적 손실 또한 크다.

이에 따라 본 연구에서는 예열 및 후열처리를 피하기 위하여 0.06%의 탄소 함량을 가지도록 재료를 설계하는데, 탄소가 0.1~0.2%로 함유할 경우는 533K 정도의 예열이 필요한 것으로 알려져 있다. 마르텐사이트계 스테인레스강의 주목적인 고강도를 얻기 위하여, 용접 후 재료는 오스테나이트 영역까지 가열하여 오스테나이트조직으로 만든 후 퀴칭하여야 한다(Dodd and Parks, 1980). Fig. 3에 용접한 그대로의 조직의 일례를 나타내었는데, 대부분 마르텐사이트와 약간의 페라이트 조직이 혼재되어 있는 형태를 보여주고 있다. Fe-Cr 마르텐사이트계 스테인리스강에 있어서, Cr이 13%이상 되면 고온에서 페라이트 조직이 형성되어 상온으로 냉각시 페라이트 상의 일부가 마르텐사이트와 함께 잔류하게 된다. 이러한 페라이트의 생성은 인장특성을 저하시키면서 내식성의 저하도 유발할 수 있다(이윤용 등, 1994). 따라서 대표적인 마르텐사이트계 스테인레스강은 13% 정도의 Cr량을 가지게 되며, 13% 이상의 Cr이 첨가될 경우는 C, Ni 등이 첨가되어 오스테나이트를 안정화시켜 주어야 한다. 본 연구의 용접부에 대한 용접성 평가에 있어서 용접 후 상변태에 의한 균열 등의 발생은 관찰되지 않았다. 이러한 이유는 0.06%C의 낮은 탄소 함량에 의해 균열에 대한 민감성이 낮아졌기 때문으로 생각할 수 있다.

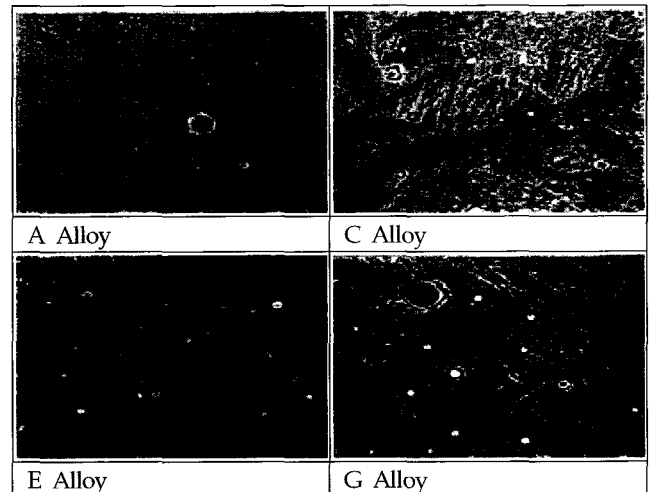


Fig. 3 SEM microstructure of as welded metal(×2000)

3.2. 합금원소의 첨가에 따른 템퍼링 조직의 특성

12%~13%Cr 강에서 Cr의 중요한 역할 중의 하나는 내식성을 조정하며, 동시에 고용경화를 일으키고, 또한 탄화물을 생성하여 강도를 향상시킨다(전유택과 박용수, 1997). 한편, 본 연구에서는, 용접성의 향상과 연성의 확보를 위해 0.06%의 낮은 탄소 조성을 선정하였으므로, 소량의 페라이트가 조직 내에 존재하게 됨은 당연하며, 또 Mo, Nb, V등 합금원소를 조정하여 요구되는 강도를 확보하였다. 따라서 이들 합금원소의 첨가에 의해 11~13%Cr 강에서 973K까지의 온도에서 적절한 내산화성 및 템퍼링 저항성을 개선할 수 있었다.

마르텐사이트계 스테인레스강에서 적절한 내산화성을 가지기 위한 최소 Cr의 량은 약 11%로 알려져 있으며, 적절한 연성, 충격성능 및 용접성을 갖기 위하여 0.1%정도의 저탄소 조성이 바람직하다(Zum Gahr, 1987). 마르텐사이트 스테인레스강의 기계적성질은 Mo, V등 첨가원소에 의해 개선될 수 있으나, 이들 원소는 강한 페라이트 형성 원소이므로, Ni, Mn등의 오스테나이트 형성 원소와 조화를 잘 이루어야 한다. 본 연구에서는 원소들 간의 이러한 측면을 감안하여 0.06%C-12~13%Cr-2.5%Ni-1%Mo의 기본조성이다 Nb 및 V를 소량씩 단독 또는 동시 첨가를 하였고, 이때 나타난 퀴칭 및 템퍼링 후 조직은 Fig. 4 및 Fig. 5와 같다.

Fig. 4의 열처리 후 퀴칭한 조직의 사진에서 알 수 있듯이, A~I까지의 각 시편의 탄소 및 Cr의 량은 거의 동일하므로, 대체적으로 유사한 마르텐사이트에 소량의 페라이트가 혼재된 조직으로 각 합금간의 조직은 큰 차이는 나타나지 않고 있고, 또 미량 첨가된 합금원소의 영향도 크게 나타나지 않고 있다. 한편, Fig. 5의 템퍼링 후 조직에서는 열처리 후 퀴칭에서 나타난 마르텐사이트 조직들의 일부에서 회복이 일어나고 있음을 관찰할 수 있다. 그러나 회복이 되어도 래스(lath)형태의 마르텐사이트 조직은 유지가 되고 있는데, 이는 소량 첨가된 V, Nb, Mo등이 탄화물을 형성, 결정입계를 중심으로 미세 석출되어 전위의 이동을 방해하여 충분한 회복이 일어나는 것을 방지하였기 때문이라고 볼 수 있다(Weertman et al., 1971).

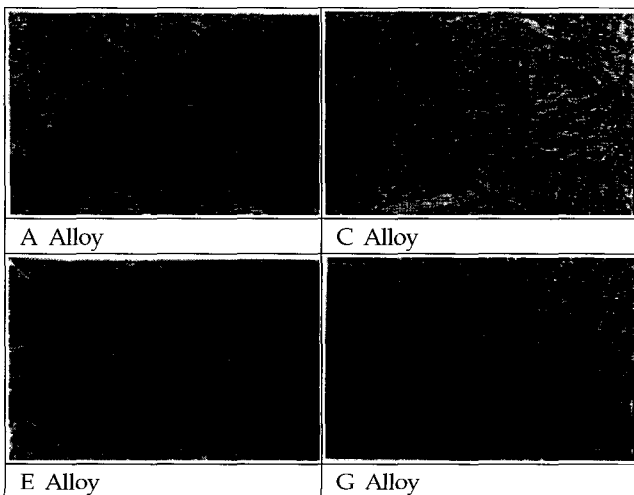


Fig. 4 Optical microstructures of heat treated and quenched specimen(×500)

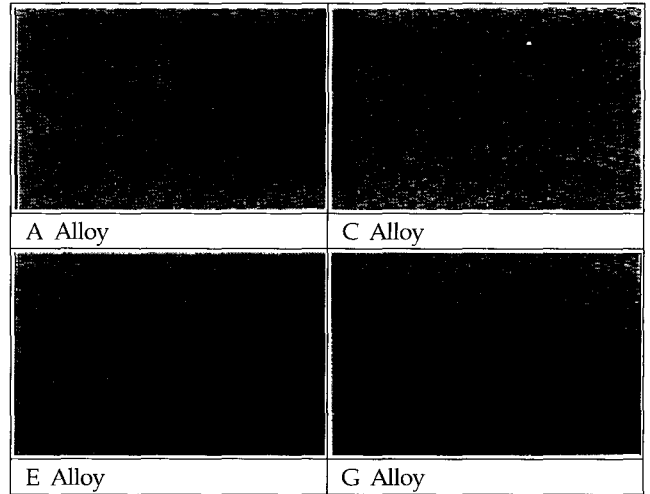


Fig. 5 Optical microstructures of tempered specimen(×500)

Fig. 6에 0.14%C-12%Cr 모재강에서 템퍼링 온도별 경도의 변화를 그래프로 나타내었다. 이 그래프에서, 748K~823K의 템퍼링 범위에서 경도의 급격한 저하가 발생되고 있는데, 실제로 이 온도 범위에서 템퍼링 처리된 마르텐사이트계 스테인레스강에 있어서는 인성이 나쁘므로 이 온도에서의 템퍼링은 잘 활용되지 않는다.

Fig. 7에 837K에서 2시간 템퍼링을 실시한 시편의 기지와 탄화물에 대한 EDS 분석결과를 나타내었는데, 주요 탄화물은 NbC와 Cr7C3로 생각할 수 있다. 실제의 연구보고에 따르면, 1373K에서 퀴칭에 의해 생성된 아주 미세한 M3C 형태의 탄화물은 기지내에 분산되며, 588K까지 템퍼링을 하면 이 탄화물은 점차 성장하게 되고, 755K까지 템퍼링 온도가 상승되면 M7C3 형태의 탄화물로 안정화된다. 또한 그 이상의 온도까지 가열되면 M23C6 형태의 탄화물이 생기기 시작한다(백응률, 1998).

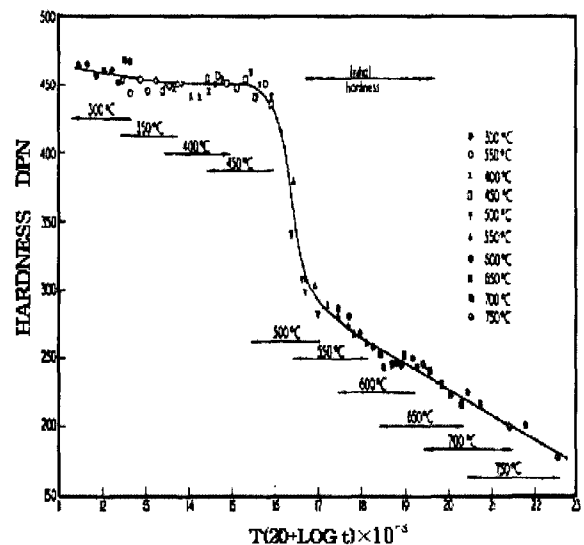


Fig. 6 Tempering curve for 0.14C-12Cr base steel

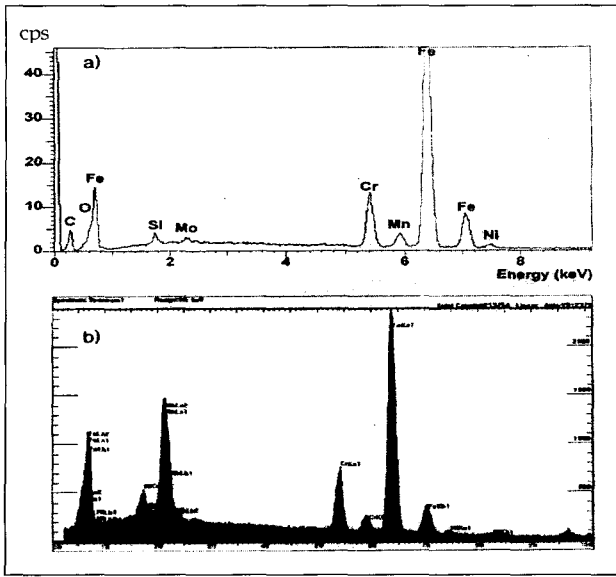


Fig. 7 EDS analysis of matrix and carbide(C alloy)
a) matrix b) carbide

Fig. 8에 0.14C-12Cr 마르텐사이트계 스테인레스강의 템퍼링 온도에 따른 탄화물 생성 형태를 그림으로 나타내었다(Peckner and Bernstein, 1987). 이 그림에서와 같이 상온에서는 대부분 M₃C로 존재하나 템퍼링 온도의 상승에 따라 M₇C₃, M₂₃C₆로 바뀌고 있음을 알 수 있다.

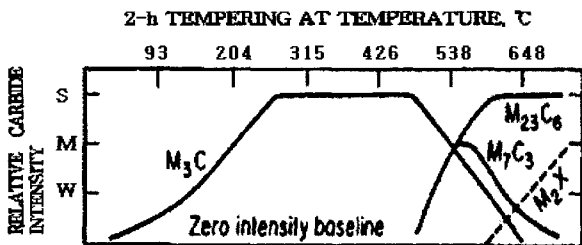


Fig. 8 Carbide types as a function of tempering temperature

3.3 인장강도

Fig. 9에 Fe-Cr-Ni-Mo의 기본 조성에서 Nb을 0%, 0.08% 및 0.2%첨가한 상태에서 V이 각각 0%, 0.13%, 0.26%로 첨가되었을 때의 상온인장강도 및 고온인장강도 시험결과를 그래프로 나타내었다. 용접한 그대로의 상태에서 채취한 인장시편의 경우보다, 1373K에서 1시간 안정화열처리 및 수냉을 실시한 시편의 인장강도가 높게 나타나고 있다. 이는, 용접한 그대로의 상태에서 마르텐사이트 조직에 잔류 오스테나이트로 일부 존재하던 부분이 1373K에서 1시간 안정화 열처리로 완전히 오스테나이트화 되었다가 퀴칭에 의해 마르텐사이트로 상변태가 되어 전반적으로 강도가 향상되었기 때문이다. 한편, 837K에서 1시간 템퍼링을 실시한 경우, 인장강도의 저하가 일어나 있으며, 또 각 합금조성별 인장강도에 있어서는 Nb과 V량의 원소가 전혀 포함되지 않은 A합금의 경우가 가장 낮은 인장강도 값을 보이고 있고 반면, 0.15%V 또는 0.10%Nb과 0.15V이 동

시에 첨가된 B와 E합금의 경우에 가장 좋은 인장강도 값을 나타내고 있다.

이 경우는, 873K에서의 템퍼링에 의해 마르텐사이트 조직의 회복에 의해 전반적으로 연성이 증가되면서 인장강도는 저하되는 현상으로 볼 수 있으나, Nb 및 V을 각각 0.1%, 0.15% 첨가한 경우에 있어서는 NbC, V₄C₃등으로 결정입계 주위에 미세하게 석출된 탄화물이 전위의 이동을 막아 템퍼링에 따른 전위의 재배열, 소멸 등을 억제하고 또 마르텐사이트 조직의 회복속도를 늦추어 Nb과 V을 전혀 첨가하지 않은 경우에 비해 인장강도의 저하가 적었다고 할 수 있다. 또한 873K의 고온 분위기에서 실시한 고온인장시험에 있어서는 각 합금의 종류(A~I)에 따라서 420N/mm²~521N/mm²까지의 인장강도의 범위를 나타내고 있으며, Nb이 첨가되지 않은 경우(A~C)보다는 Nb이 첨가된 경우(D~I)가 상대적으로 높은 고온 인장 값을 나타내고 있고, D~I 합금의 경우에는 상호간 큰 차이가 나타나지 않았다. 특히, Nb과 V이 전혀 첨가되지 않은 A합금의 경우 9가지 합금중 가장 낮은 고온 인장값을 나타내었다. 따라서 Nb과 V을 단독 또는 동시에 첨가한 어떠한 경우도 두 가지 원소를 전혀 첨가하지 않은 경우보다 인장강도가 높게 나타났다.

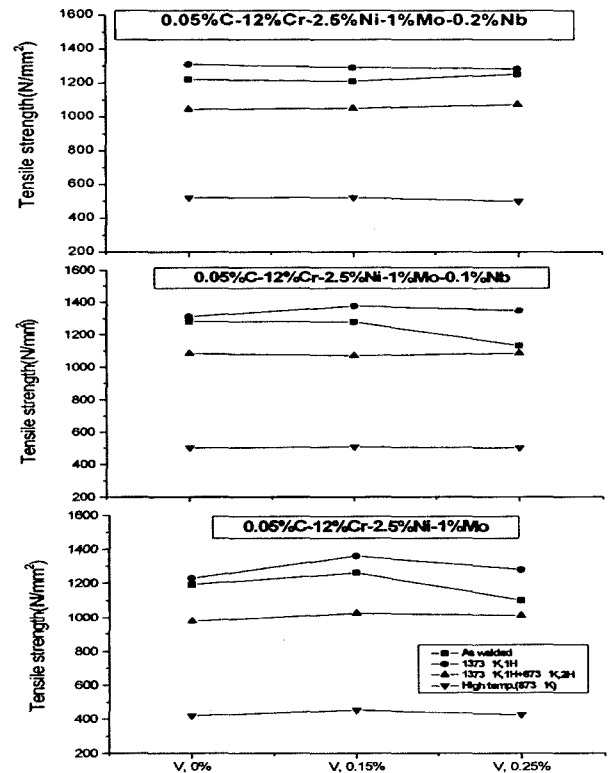


Fig. 9 Tensile strength test results

이 경우, 앞서 조직에 대한 실험결과에서 언급한 바와 같이 고온상태에서는 Nb, V등의 탄화물 형성 경향이 강하여 주변에 미세 석출되어 있던 Cr 탄화물의 양이 감소되어 인장강도의 감소가 커진 것으로 보이며, 첨가 원소가 없는 경우에는 회복

속도가 빨라져 상대적으로 인장강도 저하의 폭이 더욱 커졌다
고 볼 수 있다. Fig. 10에 고온인장시편 파단면을 SEM으로 촬
영한 사진을 나타내었는데, 전형적인 연성파괴를 나타내는 덩
굴 파단면이 전반적으로 잘 나타나고 있음을 알 수 있다. 이들
덩굴 파단은 미소공동이 제2상 입자들에서 생성되어 성장하고
전국 미소공동들 사이가 파괴되므로 인하여 나타나게 된다.
Fig. 11에는 상온인장 시편의 파단면을 나타내었으며, 덩굴이
거의 보이지 않고 전형적인 벽개파괴 형태를 보여주고 있다.

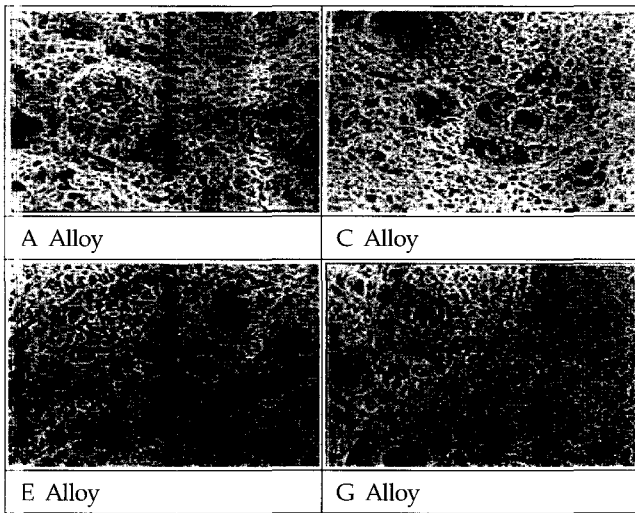


Fig. 10 Fracture surface of high temperature tensile strength test specimen($\times 350$)

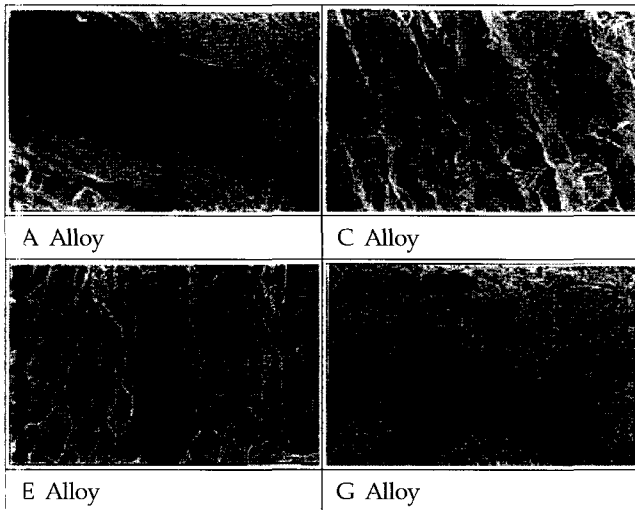


Fig. 11 Fracture surface of room temperature tensile strength test specimen(at 873K, $\times 750$)

인장강도 시험결과에 대한 Nb과 V의 유효성 검증을 위하여
통계 프로그램(Calipers)을 활용하여 아노바(anova) 분석을 실
시한 결과, 0.15%V와 0.1%Nb를 조합 첨가한 경우에 가장 좋
은 결과를 얻을 수 있는 것으로 분석되었다.

다카하시 등에 따르면 Nb 및 V은 첨가하였을 때의 기계적
성질 등의 저하는 나타나지 않으나, 적량 첨가의 필요성이 있
다고 보고하고 있다(Takahasi and Fuzita, 1975).

Nb 및 V은 탄화물 생성 원소입과 동시에 페라이트 생성 원
소 이므로 너무 많은 양을 첨가하였을 경우에는 마르텐사이트
계 스테인리스강에 적합하지 않은 델타-페라이트(δ -ferrite)를
생성시키므로 주의를 요한다.

따라서 인장강도 시험 결과만을 본다면, 0.1%Nb 및 0.15%V
첨가에서 가장 좋은 결과가 나타나고 있으므로, 이들의 연구와
유사한 결과가 얻어졌음을 알 수 있다.

3.4 경도시험

Fig. 12에는 Fe-Cr-Ni-Mo의 기본 조성에 Nb을 0%, 0.08%
및 0.2% 첨가한 상태에서 V을 각각 0%, 0.13%, 0.23%로 변화
시켜 첨가하였을 때의 경도 변화를 그래프로 나타내었다. 시험
결과는 인장시험 결과와 유사한 경향을 보이고 있으며, 켈칭한
시편의 경우보다 873K에서 2시간 템퍼링시 경도가 저하되는
경향을 보여주고 있다.

Irvine 등에 따르면 일반적으로 873K에서 1시간 템퍼링을 실
시하면 켈칭시 보다 경도가 250Hv까지 저하될 수 있다는 결과
가 나와 있다(Irvine et al., 1960).

이는 873K이상 온도에서 템퍼링하면, 마르텐사이트조직의
회복현상과 연관되기 때문에 인장강도 시험에서의 결과와 동
일한 맥락에서 설명이 가능하다.

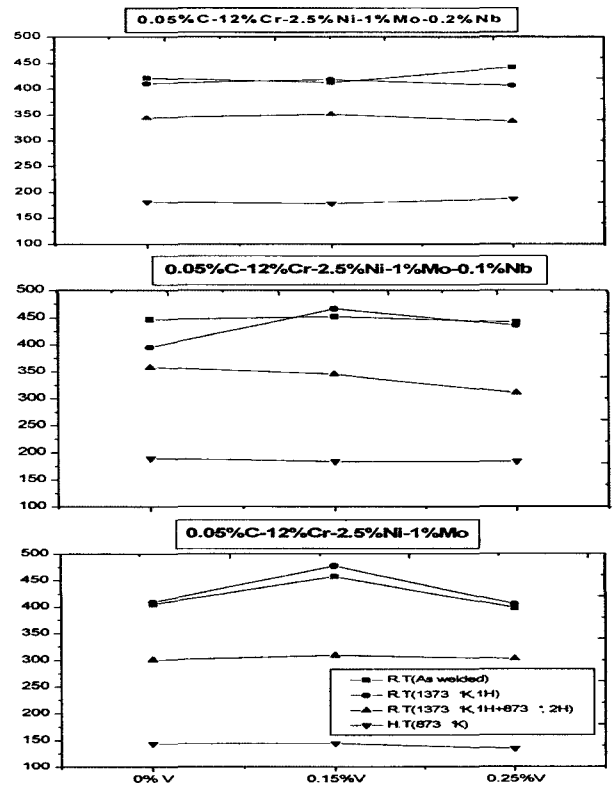


Fig. 12 Hardness test results

고온경도 시험에서는 773K, 873K 및 973K 각 온도에 있어서 온도가 높아질수록 아주 심한 경도 값의 저하현상을 나타내고 있다.

이는 고온 하에서 Nb, V등의 탄화물석출이 활발하여, 기지상에 고용되어 있던 탄소의 손실 및 Cr 탄화물의 감소 등이 주원인이 되어 나타난 결과로 볼 수 있다.

V과 Nb의 두가지 변수에 있어서 각 수준을 3수준으로 하고, 반복수를 6으로 하여 총 54개의 데이터에 대한 아노바 분석결과 5% 유의수준에서 V과 Nb의 유의차는 나타나지 않았으나, 수준조합에 따른 평균 추정결과와 인장강도 시험결과에서와 유사하게 A2B2수준(0.15%V, 0.1%Nb)에서 상대적으로 가장 높은 점 추정치가 얻어 졌다.

4. 결 론

연주 롤의 육성재료로 사용되어지는 마르텐사이트계 스테인리스강 중에서 0.05%C-11~13%Cr-2.5%Ni-1%Mo을 기본강재로 하고, 첨가원소로 0~0.25%V, 0~0.2%Nb을 각 3수준으로 첨가하여 가장 우수한 기계적 성질을 얻으면서 동시에 우수한 용접성을 확보하기 위하여 연구한 결과는 다음과 같다.

(1) Nb 및 V을 전혀 첨가하지 않은 경우보다는 양쪽 원소 중 1가지 이상을 첨가한 경우에 기계적 성질이 전체적으로 우수한 것으로 나타났다.

(2) 용접한 그대로의 상태보다 1100℃에서 1시간의 안정화열처리 후 공냉한 경우가 기계적 성질이 다소 증가되는 경향이 나타났다. 그리고 600℃에서 2시간 템퍼링을 실시한 경우는 전반적으로 기계적 성질의 감소가 나타났으나, Nb, V 등이 첨가된 경우는 전혀 첨가되지 않은 경우에 비하여 기계적 성질의 저하가 낮게 나타났다.

(3) 용접 작업성 개선의 측면에서는 0.06% C 함량의 도입에 의해, 용접결합(균열 발생 등)이 발생되지 않는 양호한 용접작업성을 얻게 되었다.

참 고 문 헌

- 김태영 (1990). 자동용접재료의 선택법과 사용법, 기전연구사, pp 15-17.
- 백응률 (1998). "고크롬 철계 오버레이용접층의 굽힘마모거동에 미치는 기지상의 영향", 대한용접학회지, 제16권, 제1호, pp 63-73.
- 이윤용, 김영호, 장래용 (1994). "Fe-Cr계 스테인리스강의 고온 산화 거동(I)", 대한금속학회지, 제32권, 제1호, pp 46-55.
- 전유태, 박용수 (1997). "Fe-Cr계 마르텐사이트 스테인리스강의 미세구조와 내식성에 미치는 첨가원소의 영향", 한국부식학회지, 제26권, 제5호, pp 368-380.
- Dodd, J. and Parks, J.L. (1980). "Factors Affecting the Production and Performance of Thick-Section High Chromium-Molybdenum Alloy Iron Castings", Metals Forum, Vol 3, No 1, pp 3-27.
- Horn, B.D. (1996). "Continuous Caster Rolls: Design, Function and Performance", Iron and Steel Engineer, July, pp 51.
- Irvine, K.J., Crowe, D.J. and Pickering, F.B. (1960). "The Physical Metallurgy of 12% Chromium Steels", Journal of the Iron Steel Institute, August, pp 386-387.
- Peckner, D. and Bernstein I.M. (1987). Handbook of Stainless Steels, McGraw Hill, pp 26-6~26-7.
- Takahasi, S. and Fuzita, N. (1975). "The Effect of V, Nb on the Micro Structures Steel and Creep strength in 12% -Cr", Iron & Steel, Vol 61, No 13, pp 57-65.
- Weertman, J. and Weertman, J.R. (1971). Elementary Dislocation Theory, Macmillan Company, pp 107.
- Zum Gahr, K.H. (1987). Microstructure and Wear of Materials, Elsevier Science Publisher, New York, pp 132.

2003년 12월 5일 원고 접수

2004년 3월 3일 최종 수정본 채택