

13Cr마르텐사이트계 스테인리스강의 기계적성질에 미치는 Mo첨가의 영향

김기엽 · 정병호* · 김무길* · 박 찬 · 안용식
 부경대학교 재료공학과, 부경대학교 금속공학과*

Influence of Mo addition on the Mechanical Properties of 13Cr Martensitic Stainless Steel

Ki-Yeob Kim Byong-Ho Jung* Mu-Gil Kim* Chan Park Yong-Sik Ahn
 Dept. of Materials Eng., Pukyong National University, Pusan 608-739
 Dept. of Metallurgical Eng., Pukyong National University

ABSTRACT

13%Cr martensitic stainless steel was microalloyed with 0~1.5%Mo, and the mechanical properties were tested at the various heat treated conditions. Mo addition increased austenitization temperature(Ac1), and had little influence on the hardness and tensile properties at the annealed condition. The higher the austenitizing temperature, the higher the hardness and tensile strength, but Mo addition decreased those properties. The impact energy after austenitization increased with addition of Mo. The decrease of mechanical properties and increase of impact energy of Mo-alloyed steel after austenitization are thought to be caused by formation of ductile δ -ferrite phase in the microstructure.

1. 서 론

마르텐사이트계 스테인리스강에 관한 연구는 일반적으로 강의 인성을 증가시키고 내식성을 향상시키는데 주안점을 두고 있다. 마르텐사이트 조직은 강하고 취약하지만, 템퍼링에 의해서 인성을 회복하여 우수한 기계적 성질을 얻을 수 있으므로 강도와 경도가 함께 요구되는 칼 가위 등의 절삭공구 및 고온강도가 필요한 구조재료 등에서 활용되고 있다. 한편 마르텐사이트계 스테인리스강은 저렴한 가격에 의해 사용량이 증가하는 추세에 있으나, 고온에서 변태경화가 발생하고, 열간압연공정에서 서열 및 서냉이 요구되는 등 생산시 까다로운 공정을 필요로 한다¹⁾

McGannon²⁾ 등은 저탄소의 410강에 Mo과 C를 첨가하여 인성변화를 관찰한 결과, C는 인성을 저하시키고 Mo는 향상시켰다고 보고하였으나 이에 대한 명확한 원인 규명을 하지 못하였다. 저탄소

12Cr 강을 포함하여 특수한 강종에는 종류에 따라 여러 가지 특정한 합금원소가 첨가되고 있는데 비해 중탄소계의 420J1이나 420J2 강에는 성분 규격에서 Ni만이 0.6% 이하 첨가 가능하게 되어 있어³⁾ 이러한 강종이 현재의 제한된 용도를 벗어나 구조용 강재로 사용되기 위해서는 적합한 합금원소가 첨가되어 강도와 인성을 향상시켜야 되는데, Ni을 제외하면 가장 유효하고 경제성 있는 원소는 Mo 원소로 판단된다. 이러한 이유는 저탄소 12Cr 강의 연구에서 알 수 있듯이 Mo이 적당량 첨가되면 템퍼링시 연화저항성을 증가시켜 충격인성을 높이고 기지를 강화 시킨다고 보고되고 있을뿐 아니라, 고온강도 및 인성을 개선시키는 유효한 원소중의 하나로 밝혀져 있다.^{4)~6)} 그러나 Mo은 δ -페라이트 형성원소이므로 오스테나이트 형성원소인 Ni이나 Co등과 동시첨가가 요구되고 있는데, Ni은 Mo과 반대로 δ -페라이트 형성을 억제시켜 템퍼링시 연화저항성을 상승시키지만,

반면에 Ms 및 Ac1 온도를 저하 시킴으로서 오스테나이트의 안정도를 높혀 상온에서 잔류 오스테나이트량을 증가시켜 경도와 강도값을 낮추게 될 뿐 아니라, 과량 첨가시 자경성도 크게되어 연화가 곤란해지고 과시효를 촉진하는 현상이 발생할 수 있다. Mo과 Ni이 동시에 첨가된 강으로서 고탄소 Cr계의 440type 강이 있는데, 이 강은 경화능뿐만 아니라 인성도 우수하나, C함량이 높아 열악한 용접성 때문에 구조용강으로는 사용이 어렵다.

마르텐사이트강판은 열간압연 후 판재코일상태에서 배치어닐링이 실시되는데 어닐링 조건에 의해 결정된 코일의 기계적성질은 최종제품의 품질에도 영향을 주는 것과 동시에, 코일을 풀거나 가공하는 2차공정에도 중요한 영향을 미친다. 또한 2차 가공공정에서 경화 열처리 후 템퍼링을 실시하기 전 소재에 간단한 기계가공이 행해지거나 취급하는 중간공정에서 충격에 의한 취성파괴 등에 의한 불량 발생 가능성이 있으므로 경화열처리 후에도 소재취급에 필요한 기본적인 기계적성질이 요구된다.

따라서 본 연구에서는 c함량이 공석조성 이하인 13Cr-0.2C강에 Mo을 0.5-1.5% 첨가하여 합금을 제조하고 어닐링열처리 및 경화열처리를 수행한 후, 각 소재의 기계적성질 및 충격인성을 조사하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 시료는 13Cr-0.2C의 합금성분을 기본으로 Mo을 0, 0.5, 1.0, 1.5wt.% 각각 첨가하여 진공용해로(ULVAC)에서 20Kg의 ingot을 제조하였다. 제조된 ingot은 1300°C에서 15시간 재가열하고 12mm두께까지 열간압연하였다. 인장시험용 시료는 두께 3.5mm까지 다시 열간압연하고,

어닐링 열처리 및 표면연삭가공을 한 후 두께 1mm까지 냉간압연하였다.

Table. 1은 제조된 시료의 주요 화학성분을 나타내며, Mo이 첨가되지 않은 No.1시료의 화학조성은 420J1강의 규격성분 범위내에 속하고 있다.

변태점은 열팽창기(Dilatometer)을 이용하여 측정하였으며, 초기 시료들은 850°C에서 3시간 어닐링 후 노냉시킨 상태에서 조사하였다. 시험 동안 아르곤 분위기를 유지하였고, 1100°C까지 가열한 후 20분 유지하고 냉각시켜 각 시료에 대한 As, Ar, Ms, Mf점을 구하였다.

어닐링열처리시 탈탄방지를 위해 10⁻⁴ Torr 이상의 진공분위기에서 승온속도를 10°C/min로 하여 열처리를 실시하였다. 본 연구에서 어닐링 온도는 전체 시편의 오스테나이트변태계시(As) 및 완료 온도(Ar)를 고려하여 As변태점이하인 800°C와 Ar변태점 이상인 950°C의 2종류로 하여 결과를 비교하였고, 3시간 유지후 노냉시켰다. 한편 오스테나이트화 온도는 Ar이상인 1000°C와 1100°C의 두종류로 하였으며, 1시간 유지후 노내에서 고압 질소 가스로 강제 급냉시켰는데 이때 냉각속도는 약 40 °C/sec이었다.

기계적 성질은 충격시험, 인장시험, 경도시험을 통하여 비교 조사되었다. 인장시편 및 충격시편은 길이방향이 압연방향과 평행하게 가공하였으며 충격시편의 노치는 압연판의 두께방향으로 가공하였다. 충격시험은 용량 30Kg-m의 표준 샤르피 충격시험기를 사용하여 상온에서 측정하였고, 인장시험은 ASTM-E8규격의 시험편을 가공하여 Cross Head Speed 1mm/min의 속도에서 실시하였다. 또한 경도시험은 로크웰경도기를 이용하여 각 시편을 5회 측정 후 HRC의 평균값을 구하였다.

Table 1 Chemical compositions of alloy used

No.	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Mo	Fe
1	0.20	0.53	0.50	0.009	0.0025	0.019	12.43	-	Balance
2	0.20	0.62	0.53	0.011	0.0023	0.015	13.13	0.48	"
3	0.20	0.53	0.49	0.011	0.0022	0.018	12.54	1.00	"
4	0.20	0.54	0.50	0.011	0.0025	0.013	12.71	1.50	"

미세조직 관찰을 위해 Viella용액에서 에칭한 후 광학현미경과 SEM을 사용하였으며, 퀴칭 후의 상 분석을 위해 Mo-K α target을 이용한 X선 회절시험을 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 Mo첨가가 변태점에 미치는 영향

Fig. 1은 Dilatometer에 의한 각 시료의 변태점 (A_s , A_f , M_s , M_f) 측정결과를 나타내고 있다. 시험 시 승온 및 냉각속도는 각각 50 및 100°C/min이었다. 그림에서 Mo첨가량이 증가함에 따라 A_s 와 A_f 온도가 상승하고 있으며, M_s 및 M_f 점의 경우 A_s , A_f 점과는 반대로 Mo량이 증가할수록 낮아지는 경향을 보이고 있다.

Mo량이 증가할수록 A_s 와 A_f 점이 상승하는 것은 Mo이 오스테나이트영역 축소원소이고, 강력한 오스테나이트 형성원소인 C의 확산을 방해하기 때

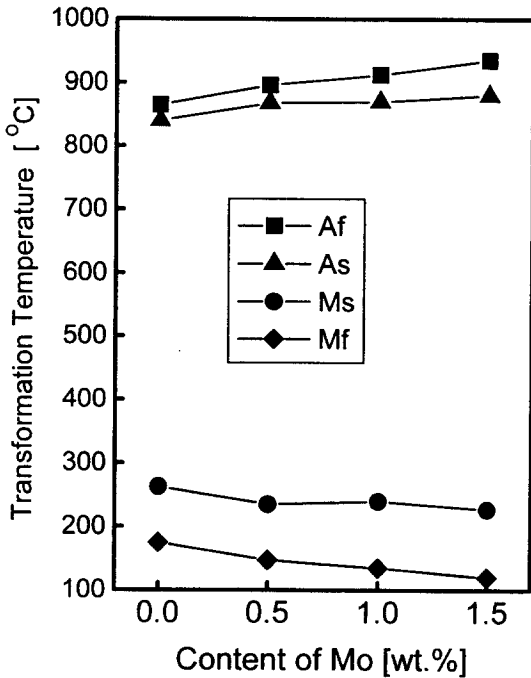


Fig.1 Effect of Mo content on the austenitic and martensitic transformation temperature of 13Cr-0.2C stainless steel.

문으로 생각되는데, 이러한 사실은 상변태에 미치는 합금원소의 영향을 나타낸 12Cr강의 연구에서도 잘 알려져 있으며,^{5,6)} Irvine⁷⁾ 등은 12Cr-0.14% 스테인리스강의 연구에서 Mo 1%당 A_c1 온도 25°C의 증가가 예상된다고 하였으나 본 연구에서는 약 35°C/wt.%Mo의 A_c1 온도 증가가 발생하였다.

M_s 온도는 마르텐사이트계 스테인리스강의 오스테나이트화나 템퍼링 처리 후의 최종조직 및 기계적 성질에 중요한 영향을 미치며, 적절한 기계적 성질을 위하여 최소 150°C 이상이 되어야 하며 일반적으로 200°C 이상이 요구된다. Steven and Haynes⁸⁾에 의하면 Mo 1% 첨가당 약 21°C의 M_s 온도 감소가 발생한다고 하였으며, 본 연구에서도 Fig.1에서 나타낸 바와 같이 약 20°C/%Mo의 감소 효과가 발생하였다. 위의 변태점조사에 의하면 본 연구범위의 Mo량 (~1.5%)에 의한 A_c1 온도의 상승 및 M_s 온도의 저하량이 그다지 크지 않아서 경화열처리에 의해 마르텐사이트조직을 획득하거나, 원하는 기계적성질을 가진 강을 제조하는데에는 별 문제가 없다고 판단된다.

가열속도에 따른 A_s 및 A_f 온도의 변화를 나타내는 Fig. 2에서는 가열속도가 클 때 A_s 와 A_f 점이 더 높은 것을 알 수 있다. 이것은 열간압연 후 조직내에 존재하던 펄라이트 또는 페라이트 등에서 오스테나이트로의 변태가 확산 변태이므로 가열속도가 크면 확산시간이 부족하여 변태점이 더

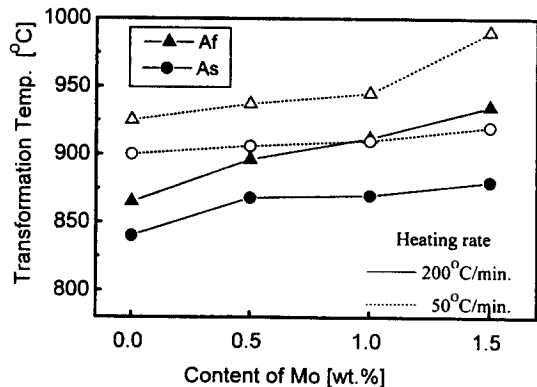


Fig. 2 Effect of Mo content and heating rate on the austenitic transformation temperature of 13Cr-0.2C stainless steel.

높은 쪽으로 이동되기 때문으로 생각된다. 냉각속도가 증가되어도 Ms점이 크게 변화하지 않았는데 것은 마르텐사이트 변태가 무확산변태이기 때문이다.

일반적으로 Ms점은 오스테나이트 증으로의 탄화물 고용상태, C 및 Cr의 확산정도에 따른 오스테나이트의 안정도 차이에 따라 변할 수 있는데, 오스테나이트화가 불충분하여 탄화물의 용해 및 오스테나이트증으로의 탄소확산이 되지 않아 불안정 오스테나이트가 되어 냉각시 Ms점이 고온쪽으로 약간 이동한다.^{7,8)}

3.2 기계적 성질에 미치는 열처리조건 및 Mo의 영향

Fig. 3은 어닐링 및 오스테나이트화 처리온도와 Mo첨가량에 따른 경도변화를 나타내고 있다. As 온도 이하인 800°C로 어닐링시 Mo첨가량이 0.48% 일때 경도값이 큰 폭으로 상승되어 있고, Mo량이 더 이상 증가되어도 대체로 일정한 값을 보이고

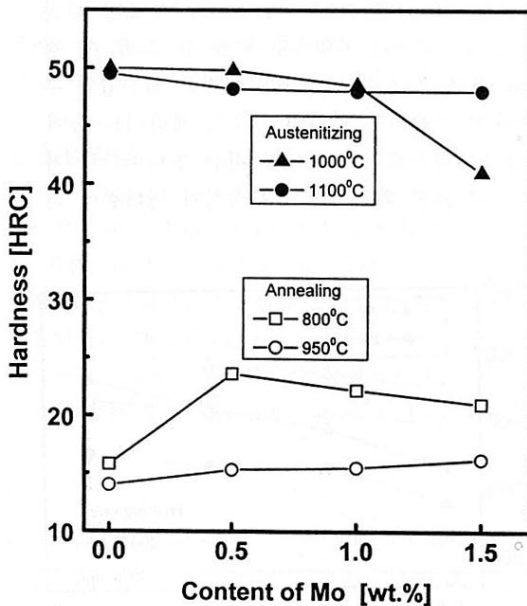


Fig. 3 Effect of Mo content on the hardness of 13Cr martensitic stainless steel after various annealing and austenitization conditions.

있다. 또 Ac1온도 이상인 950°C에서 어닐링한 경우는 Mo량의 증가에 따라 경도값은 약간 증가되는 경향을 보이거나 그 증가폭은 매우 작고, 전체적으로 800°C의 어닐링에 비해 크게 낮은 경도값을 나타내고 있다. 즉 오스테나이트변태온도 이하에서 어닐링하였을 때가 이상에서 어닐링하였을 때보다 더 높은 경도값을 나타내는데, 이것은 어닐링 열처리 전의 미세조직과 직접적으로 관계된다. 어닐링열처리 전에는 열간압연된 상태이고 열간압연 후 판재는 공랭되었기 때문에 내부조직에는 마르텐사이트상이 높은 체적분율로 존재하고 있었고, 이것을 오스테나이트변태온도 이하에서 어닐링시 마르텐사이트조직이 제거되지 않고 일부 템퍼드 마르텐사이트 형태로 남아있기 때문에 오스테나이트변태온도 이상에서 어닐링한 강보다 높은 경도값을 나타낸 것이다. 이것은 뒷장에서 미세조직의 변화와 함께 자세히 설명된다. 또한 Fig. 3에서는 800°C어닐링한 강을 1000°C와 1100°C에서 각각 오스테나이트화 하였을 때의 경도값을 나타내고 있는데, 두 온도 사이의 경도값 차이가 크지 않고 1000°C에서 오스테나이트화 열처리한 1.5%Mo강의 경도만 뚜렷히 낮았는데, 이것은 뒤에 조직관찰에 의해 나타나는 δ-페라이트의 생성 때문이라고 사료된다.

Fig. 4는 어닐링 및 오스테나이트화 온도와 Mo첨가량에 따른 인장강도와 연신율을 비교한 것으로, As 이하의 온도(800°C)에서 어닐링한 경우가 Af 이상의 온도(950°C)에서 어닐링한 경우보다 인장강도가 높으며 연신율 역시 높게 나타나고 있다. Mo첨가량이 증가함에 따라 경도값은 증가하였고 (Fig. 3) 인장강도는 뚜렷한 변화를 보이지 않고 있다. Fig. 4에서 각각의 오스테나이트화 열처리온도는 800°C어닐링 후에 실시한 것이며 오스테나이트화 온도가 높은 1100°C일 때의 인장강도가 전체적으로 높고 Mo함량이 1.0%까지는 Mo의 영향이 나타나지 않다가, 오스테나이트화 온도 1000°C일 때 1.5%Mo강에서 뚜렷히 낮은 인장강도와 높은 연신율을 나타내고 있다. 이러한 결과는 앞의 경도 조사와 비교하여 일치하는 경향을 나타내고 있다. 이 소재들을 가지고 950°C에서 어닐링처리한 후, 같은조건으로 오스테나이트화 처리한 강의 기계적 성질을 조사한 결과, 동일한 결과를 나타내었다. 즉

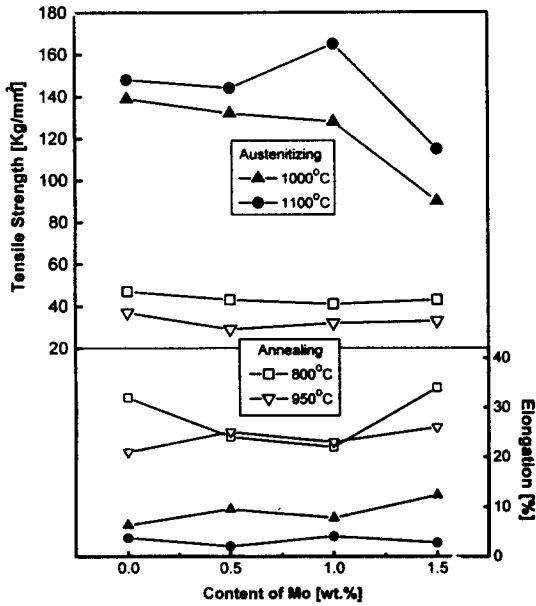


fig. 4 Effect of Mo content on the tensile properties of 13Cr stainless steel after various annealing and austenitization conditions.

어닐링열처리 온도가 달라도 동일한 조건에서 오스테나이트화 열처리하면 앞의 어닐링 조건에 상관없이 기계적성질이 동일하였다.

3.3 열처리조건과 Mo첨가량에 따른 미세조직의 변화

열간압연시 마무리 압연온도가 오스테나이트 단상구역인 1000°C 이상이었고, 열간압연이 끝난 후 공랭되었으므로 어닐링 전의 조직은 마르텐사이트와 일부 페라이트, 탄화물 및 펄라이트조직이 혼재한 상태이었다. Fig. 5는 열간압연된 Mo미첨가강을 800°C 및 950°C에서 각각 어닐링한 시편의 SEM조직사진이다. 800°C에서 어닐링하여 서냉시킨 상태로 마르텐사이트조직은 대부분 분해되어 페라이트와 탄화물을 형성하고 있고, 열처리 온도가 A_s 이하였으므로(Fig. 2참조) 내부에 이미 존재하고 있던 마르텐사이트는 대부분 템퍼드 마르텐사이트로 변태되었을 것으로 생각한다. 한편 A_f 변태점 이상인 950°C에서 어닐링된 조직(Fig.

5(b))은 800°C에서 어닐링한(a)조직에 비해 열간압연 후 존재하던 마르텐사이트조직이 대부분 사라지고 페라이트와 층상펄라이트의 조직이 뚜렷히 관찰되고 있으며, 페라이트 기지 또는 페라이트입계에 탄화물이 석출되어 있다. 두 그림에서 존재하는 탄화물의 종류는 마르텐사이트계 스테인리스강의 주요 탄화물로 M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ 계 형태임이 이미 알려져 있다.⁹⁾ 이와같이 800°C 어닐링시 열간압연 후 남아있던 초기 마르텐사이트 조직이 완전히 분해되지 않고 템퍼드 마르텐사이트 상태로 남아있고, 950°C어닐링시에는 열연조직이 연한 펄라이트와 페라이트의 혼합조직으로 변태하였기 때문에, Fig. 3에서 800°C어닐링 후의 경도 값이 950°C어닐링시보다 더 높았던 것으로 판단된다.

Fig. 6은 Mo미첨가강과 1.5%Mo 첨가강의 어닐링 후 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 것이다. Mo 미첨가강의 경우 800°C어닐링 후 조대한 탄화물들이 입내에 불규칙적으로 분포하고 있는 반면에, 1.5%Mo강의 경우 δ -페라이트상이 길게 대상으로 형성되어 있으며 이러한 상태는 950°C어

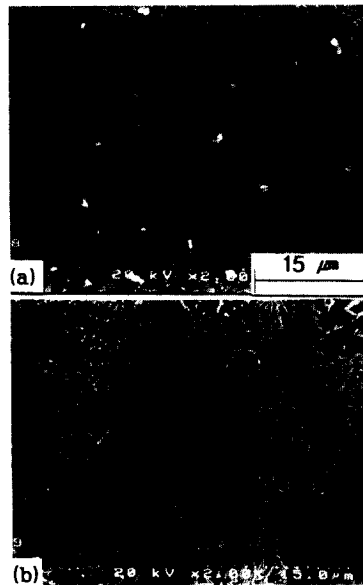


Fig. 5 SEM micrograph of 0%Mo steel after 800°C (a) and 950°C(b) annealing treatment.

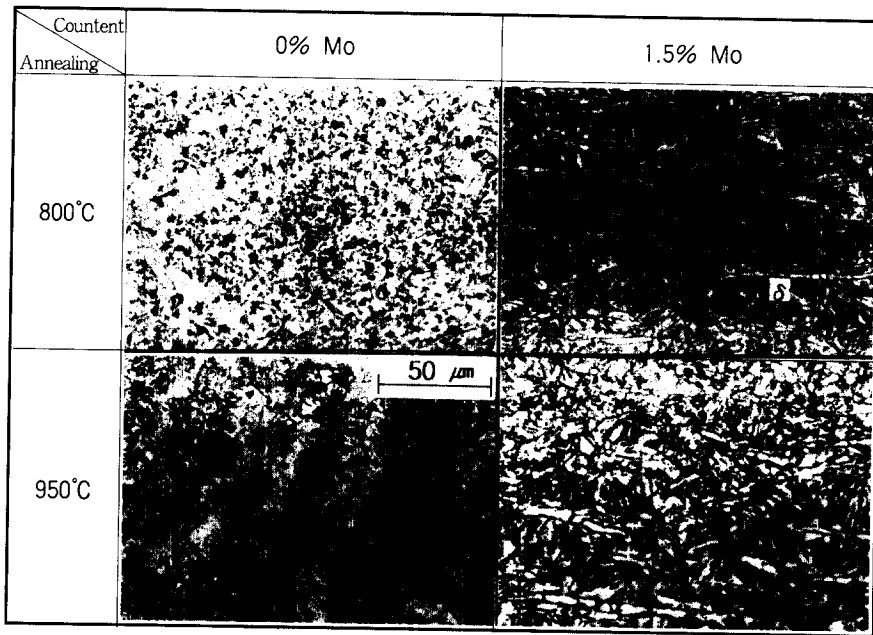


Fig. 6 Optical micrograph of steels with different Mo content after 800°C and 950°C annealing treatment.

닐링 후에도 동일하게 관찰되고 있다. 이것은 Mo이 페라이트 형성원소이기 때문에 형성된 것이며 압연방향에 따라 주로 구오스테나이트 입계에 형성되어 있음을 알 수 있다. δ -페라이트는 본 연구에서 조사한 결과 Mo이 0.48% 첨가시에는 나타나지 않았고 Mo이 1.0% 이상 첨가시 소량(1.5-3%) 나타나기 시작하여 1.5% 첨가시 Fig. 6에서와 같이 상당량(11~13%) 나타남이 확인되었다. 1.5%Mo강의 경우 미첨가강에 비해 조대한 탄화물이 잘 관찰되고 있지 않은데, 이것은 Mo첨가에 의해 원소들의 확산속도가 느려짐과 동시에 A_c1 온도가 상승되어 마르텐사이트의 분해속도가 감소되어 탄화물의 성장이 둔화되었기때문으로 생각된다. 또한 δ -페라이트량의 증가로 인해 미세한 탄화물은 입내나 입계에 오히려 더 많이 석출되어 있음을 알 수 있다. 이러한 2가지 현상 즉 연한 δ -페라이트의 생성과 미세한 탄화물의 석출이 상호 복합적으로 작용하여 Mo의 첨가에 의해서도 경도(Fig. 3) 및 인장성질(Fig. 4)은 뚜렷한 변화를 나타내지 않은 것으로 판단된다. Fig. 7은 800°C 어닐링 후 1,000°C 또는 1,100°C에서 오스테나이트화 열처리한 조직을 나타내고 있다. 0%Mo강의

경우 기지조직은 전체적으로 마르텐사이트조직을 나타내고 있다. 1.5%Mo강의 경우 기지조직은 Mo이 첨가되지 않은 것과 유사하나 구오스테나이트 입계를 따라 압연방향으로 길게 늘어난 δ -페라이트가 많이 나타나 있다. 특히 관찰되는 δ -페라이트는 Fig. 6의 어닐링 직후의 조직에 비하여 서로 합체되어 크게 성장하였음을 알 수 있으며, 이것의 체적분율을 점산법으로 조사한 결과 어닐링 직후의 체적분율과 크게 다르지 않았다. 즉 오스테나이트화열처리시 δ -페라이트는 서로 뭉쳐서 조대해지기는 하여도 전체적인 체적분율은 변화하지 않았다. 또한 1,100°C 오스테나이트화 후의 조직에서 구오스테나이트입자를 관찰하면 1,000°C보다 조대화된 것을 알 수 있으며 이러한 현상만을 볼 때는 Swarr⁽¹⁰⁾ 등의 보고에 따라 구오스테나이트입자 즉 마르텐사이트 packet size가 더 큰 1,100°C에서 오스테나이트화한 강도 및 경도가 더 낮아야 한다. 그러나 본 연구에서는 1,100°C 오스테나이트화 처리 후의 강도 및 경도가 더 높았으며 이것은 빠른 냉각속도에 의해 마르텐사이트 조직내의 전위밀도가 증가하였고 격자왜곡이 심해졌기 때문으로 사료되며 이에 대해서는 더욱 조사가 필요

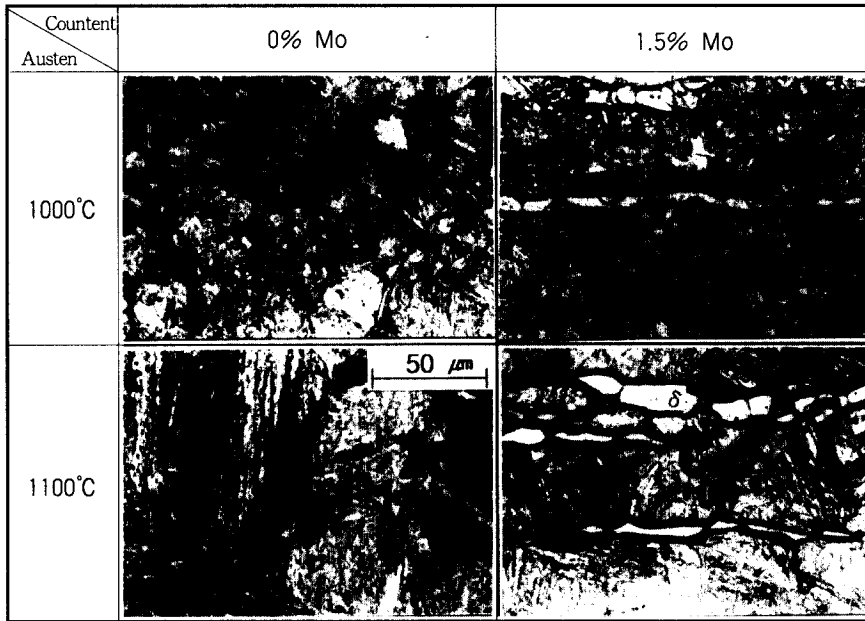


Fig.7 Optical micrograph of steels with different Mo content after 1,000°C and 1,100°C annealing treatment.

하다. 한편 1,000°C 오스테나이트화한 조직에서 석출물과 유사한 미세한 입자들이 선상으로 배열된 것을 관찰할 수 있다. 이것의 확인 작업을 위하여 XRD에 의해 분석한 결과(Fig. 8) 본 연구에서 퀴칭한 모든 시편들에서 잔류오스테나이트 및 탄화물의 존재는 확인되지 않았다. 즉 Fig. 7에서 나타난 미세입자들 역시 δ-ferrite 상임을 의미한다. 잔류오스테나이트는 C 함량이 공식 조성 이상인 420J2강의 연구에서 오스테나이트화 온도가 높거나 또는 유지시간이 길때 소량 생성되는 것으로 알려져 있으나⁶⁾, 본 연구에서는 C가 공식 조성 이하이고 마르텐사이트 상으로의 변화가 전체적으로 잘 일어났기 때문에 생성되지 않았다고 판단된다.

3.4 충격인성에 미치는 Mo 첨가의 영향

Fig. 9는 800°C에서 어닐링한 시편을 가지고 1000°C 및 1100°C에서 각각 오스테나이트화 처리시 Mo의 첨가량에 따른 샤르피 충격값을 나타낸 것이다. 충격에너지값은 오스테나이트화 온도에 관계없이 Mo 첨가량이 1.0%까지는 충격에너지가 매우 낮으며 Mo이 1.5% 첨가된 경우는 충격값이 상대적으로 많이 상승되어 있다. 이것은 1.5%Mo 시편의 조직검사에서 나타난 바와 같이 상대적으로 연한

δ-페라이트상이 다량 존재하기 때문이라고 생각된다. Fig. 10은 1100°C에서 오스테나이트화 처리 후 충격 시험한 시편 파단면의 노치 아래부분의 SEM

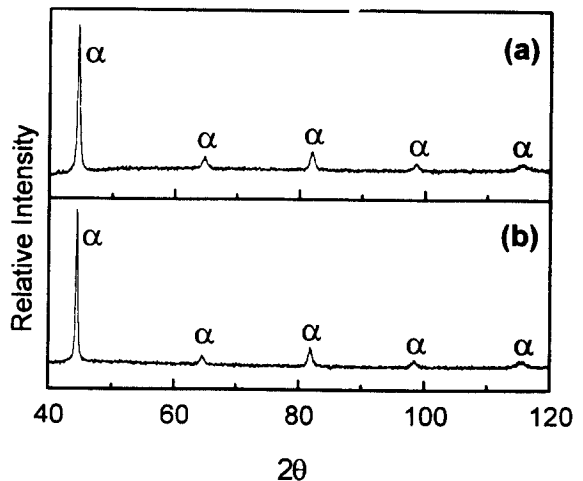


Fig. 8 XRD results of (a) 1.5%Mo steel after 800 annealing and 1,100 austenitization and (b) 0%Mo steel after 800 annealing and 1,000 austenitization heat treatment.

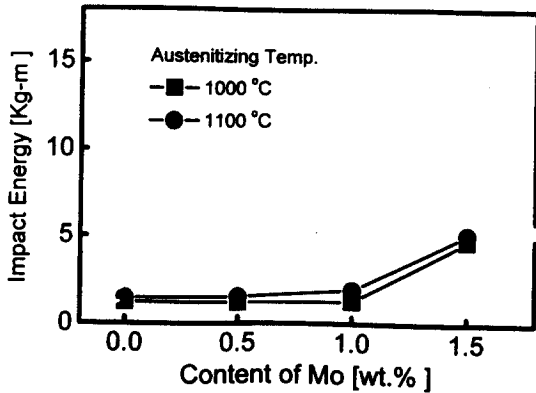


Fig. 9 Impact value of steels with various Mo content annealed at 800 and austenitized at 1,000 and 1,100

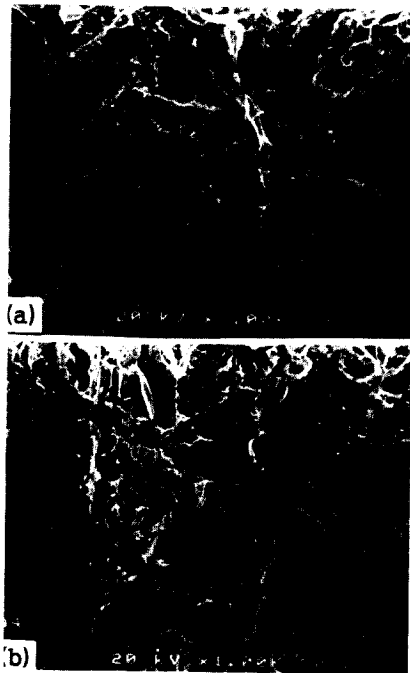


Fig. 10 SEM fractograph of 0%Mo(a) and 1.5%Mo(b) steel after 800°C annealing and 1,100°C austenitization heat treatment.

파면사진이다. 파면에서 Mo이 첨가되지 않은 강 (Fig. 10(a))은 전체적으로 전형적인 의벽개 또는

벽개파면의 형태를 나타내고 있고 1.5%Mo강을 나타낸 Fig. 10(b)에서는 의벽개와 일부 덩플이 발견되고 있으며 이러한 덩플이 발견되는 부위는 δ -페라이트상이 있던 부위로 판단되며 이러한 현상이 1.5%Mo강의 충격인성을 상승시킨 것이라고 생각된다.

5. 결론

0.2C-13Cr마르텐사이트계 스테인리스강에서 어닐링열처리 및 오스테나이트화 처리에 따른 미세조직과 기계적 성질 변화에 미치는 Mo첨가의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Mo성분을 1.5wt.%까지 첨가함에 따라 오스테나이트 구역이 축소되어 A_s , A_f 온도는 약 $25^\circ\text{C}/\%Mo$ 의 증가하였으며, M_s 점은 $20^\circ\text{C}/\%Mo$ 의 비율로 감소하였다.
2. 오스테나이트변태온도를 기준으로 A_f 이상(950°C)과 A_s 이하 (800°C)의 두가지 온도에서 어닐링한 결과 A_s 이하에서 어닐링한 경우가 A_f 이상에서 어닐링한 경우보다 높은 경도, 강도를 나타내었으며 연신율도 높게 나타났다. 변태점이하에서 어닐링한 경우가 더 높은 강도를 나타내는 이유는 열간압연 후 남아있던 템퍼드 마르텐사이트 조직이 완전히 분해되지 않고 잔류하고 있기 때문이다.
3. A_f 이상(950°C)과 A_s 이하(800°C)의 온도에서 어닐링한 재료를 가지고 1000°C 또는 1100°C 의 동일 조건에서 오스테나이트화 열처리하였을 때 어닐링온도는 오스테나이트화 열처리 후의 기계적성질에 전혀 영향을 미치지 않았다.
4. 오스테나이트화 온도가 1000°C 일 때 쿨링 후 완전한 마르텐사이트 조직을 나타내었으나 $1,100^\circ\text{C}$ 일 때 보다 상대적으로 낮은 경도 및 인장강도를 나타내었다.
5. 1.5%Mo를 함유한 강의 경우 오스테나이트변태 온도의 상승 및 δ -페라이트의 발생으로 인하여 오스테나이트화처리 후 낮은 인장강도를 나타내었고, 충격값은 높게 나타났다.

후 기

본 연구는 1996년 포항제철(주)의 학술연구지원에 의해 수행되었으며 연구비 지원에 감사 드립니다.

6. 참 고 문 헌

1. Kiichi Saito et al ; Japan stainless technical report, No.19, (1984) 47.
2. H. E. McGannon ; The Making, Shaping and Treating of steel, 9thed., (1969) 1173.
3. M. Hasegawa ; Handbook of stainless steel, (1992) 369.
4. K. J. Irvine and F. B. Pickering ; JISI, (1964) 63.
5. H. S. Link and P. W. Marshall ; Trans. Am. Soc. Met., vol. 44, (1952) 549.
6. F. B. Pickering et al ; International Metals Review, December, (1976) 1 42.,
7. K. J. Irvine et al ; JISI, (1960) 386.
8. W. Steven and A.G. Haynes ; JISI, vol. 183, (1956) 349.
9. J.J. Hauser et al ; Trans ASM, vol.54, (1961) 514
10. T.E. Swarr and G. Krauss ; Met Trans A, vol. 7A (1976) 41
11. Mi.J. Roberts ; Met. Trans., vol.1 (1970) 3287