



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학박사 학위 논문

2상 조직을 갖는 고 Mn
스테인리스강의 기계적 성질,
감쇠능 및 내식성



2016年 8月

부경대학교 대학원

금 속 공 학 과

김 영 화

공학박사 학위 논문

2상 조직을 갖는 고 Mn
스테인리스강의 기계적 성질,
감쇠능 및 내식성

지도교수 강 창 룡

이 논문을 공학박사 학위 논문으로 제출함.

2016년 8월

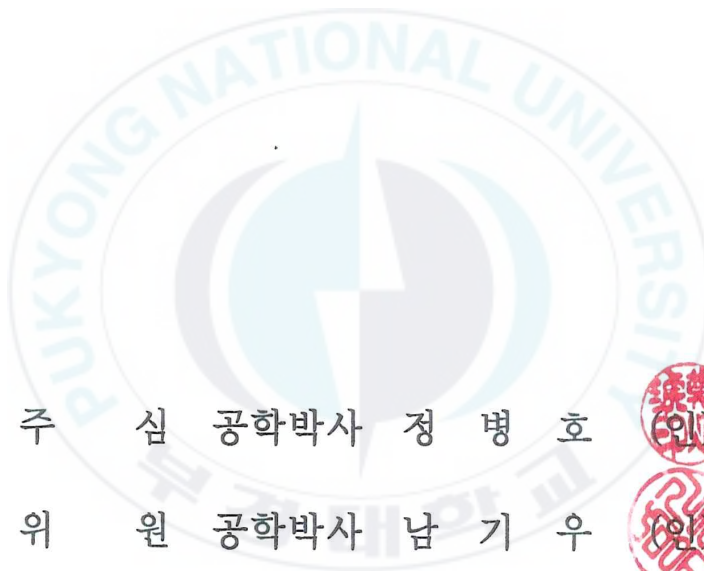
부경대학교 대학원

금 속 공 학 과

김 영 화

김영화의 공학박사 학위논문을 인준함.

2016년 8월



주심 공학박사 정병호



위원 공학박사 남기우



위원 공학박사 왕제필



위원 공학박사 김권후



위원 공학박사 강창룡



목 차

Abstract	4
제 I 장 서 론.....	6
제 II 장 이론적배경.....	11
1. 마르텐사이트 변태의 특징... ..	12
2. 마르텐사이트 변태의 구동력	15
3. 마르텐사이트의 방위관계	24
4. 오스테나이트의 안정도	25
5. 역변태 오스테나이트	26
6. 진동감쇠기구	27
7. 진동감쇠기구의 분류 및 특징	35
8. 진동감쇠능의 측정.....	37
제 III 장 마르텐사이트와 오스테나이트 2상 조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강의 기계적 성질에 미치는 오스테나이트의 영향	
1. 서론	43
2. 실험방법	45
2.1 시료	45
2.2 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직 강의 제조	45
2.3 미세조직 관찰	46
2.4 X-선 회절시험	46
2.5 기계적 성질 측정	46
3. 실험결과 및 고찰	47

3.1 미세조직 관찰	47
3.2 잔류 및 역변태 오스테나이트의 변태 거동	54
3.3 기계적 성질에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향	55
4. 결론	63

제Ⅳ 장 고 Mn 스테인리스강의 감쇠능에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향

1. 서론	65
2. 실험방법	67
2.1 시료	67
2.2 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직 강의 제조	67
2.3 미세조직 관찰	67
2.4 미세조직의 정량분석	68
2.5 감쇠능측정	68
3. 실험결과 및 고찰	69
3.1 미세조직	69
3.2 잔류 및 역변태 오스테나이트	73
3.3 감쇠능에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향	75
4. 결론	85

제Ⅴ 장 오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 갖는 202 스테인리스강의 공식에 미치는 오스테나이트의 영향

1. 서론	87
2. 실험방법	89
2.1 시료	89
2.2 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직 강의 제조	89
2.3 미세조직 관찰 및 정량분석	89

2.4 내식성 시험	90
3. 실험결과 및 고찰	91
3.1 미세조직	91
3.2 역변태 거동	92
3.3 공식에 미치는 오스테나이트의 영향	97
4. 결론	103
 제Ⅵ장 결 론	104
 참고문헌	107



Abstract

The mechanical properties, damping capacity and corrosion resistance of austenitic stainless steels were investigated using specimens with different volume fractions of retained and reversed austenite, by deformation and reverse annealing treatment after deformation, respectively.

The results obtained from this study are as follows:

The two phase structure of martensite and retained austenite was obtained by deformation with different temperature and degree of deformation

The two phase structure of martensite and reversed austenite was obtained reverse annealing treatment with different temperature and time after deformation

The ultra fine reverse austenite with less than $0.5\mu\text{m}$ in size was obtained by reverse annealing in the temperature range of 500-700°C.

As the volume fraction of retained and reversed austenite has increased, hardness and strength have rapidly decreased, while elongation has increased.

With regard to each austenite, reversed austenite has indicated higher value of hardness and strength, while elongation has suggested a lower value due to the strengthening caused by grain refinement.

Hardness, strength and elongation were affected greatly by reversed

austenite than retained austenite.

With the increase of deformation degree, the volume fraction of retained austenite and damping capacity was decreased; with an increase of reverse annealing temperature, reversed austenite and damping capacity was rapidly increased.

With the volume fraction of retained and reverse austenite, damping capacity was increased rapidly. At the same volume of retained and reversed austenite, damping capacity of reversed austenite was higher than the retained austenite. Thus, the damping capacity was affected greatly by reversed austenite.

Pitting corrosion has arisen mainly on martensite phase in 202 stainless steel with two phases of austenite and martensite.

Pitting current density has decreased with an increase of volume fraction of austenite. Consequently, pitting corrosion at martensite has occurred largely with an increase of volume fraction of austenite.

Pitting corrosion was affected by volume fraction of austenite.



1. 서론

스테인리스강은 많은 크롬(13% Cr 이상)이 첨가되어 있기 때문에 Cr 첨가에 따른 Cr의 산화피막을 형성시켜 소지금속을 보호하게 하여 내식성을 크게 높인 특수 목적용 고급 합금강으로서 대표적인 공업용 재료이다. 때문에 산업기기, 일반 가정용품, 건설 산업분야 및 자동차 산업분야를 비롯하여 사용환경이 매우 열악한 화학 플랜트, 해양산업 플랜트, 화력 및 원자력 발전 플랜트 등에 이르기 까지 광범위하게 사용되고 있다^{1,2)}.

스테인리스강은 그 재료가 갖는 화학조성으로부터 Fe-Cr계, Fe-Mn계와 Fe-Cr-Ni계로 대별되고 또 그 재료가 갖는 조직에 따라 Austenite계, Ferrite계, Martensite계, Austenite와 Ferrite의 이상계, 석출경화계로 대별 된다¹⁾. 이 중 오스테나이트계 스테인리스강은 Cr을 18%, Ni을 8% 이상 함유하고 있는 Fe-Cr-Ni 계 합금으로 상온에서 오스테나이트 조직으로 되어 있기 때문에 인성, 연성, 내식성이 우수하며 비자성을 갖는 강이다. 따라서 여러 산업분야에서 다양하게 많이 사용되고 있는 강이다²⁾. 그러나 오스테나이트계 스테인리스강에는 비교적 고가인 Ni과 Cr이 많이 첨가되어 있어 소재의 가격이 높은 것이 문제가 되고 있을 뿐만 아니라 오스테나이트 조직은 FCC의 결정구조이기 때문에 항복강도가 낮은 단점이 있어 구조용 재료로 사용하는데는 많은 제약을 받고 있다. 때문에 이러한 문제점 중 가격이 높은 문제를 해결하기 위해 비교적 가격이 비싼 Ni과 Cr의 양을 낮추는 대신에 이들 보다는 저렴한 Mn이 많이 첨가된 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강을 개발하여 기존 오스테나이트계 스테인리스강의 대체재로서 많이 사용하고 있다. 그러나 이 강 또한 기존 오스테나이트계 스테인리스강과 마찬가지로 항복강도가 낮기 때문에 구조용 재료로 사용하는데 일부 제한을 받고 있다. 따라서 이러한 강들에서 항복강도 등을 높이기 위한 다양한 연구가 수행되어 왔다^{3~14)}.

이러한 강들의 강도를 높일 수 있는 방법은 합금원소 첨가에 따른 고용강화를 생각할 수 있지만, 합금원소 첨가에 따른 가격상승, 용접성이 나빠지는 점 등의 또 다른 문제가 발생되기 때문에 적절한 방법이 되지 못한다. 때문에 합금원소를 첨가하지 않고 강도를 향상시킬 수 있는 방법이 강구되어야 할 필요성이 있고, 그러한 방법으로서 결정립을 미세화시켜 강도를 향상시키는 방법이 가장 이상적이라 판단된다^{11,12)}. 그러나 이러한 강은 대부분 냉각에 의해 마르텐사이트가 생성되는 온도인 M_s 온도가 극 저온에 있기 때문에 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는다. 따라서 가열과 냉각과정에서 상변태가 일어나지 않아 결정립을 미세화시켜 강인화 하는 것 또한 어렵다. 때문에 가공에 의해 오스테나이트 조직을 마르텐사이트 조직으로 변태 시킨 후 이를 가열하여 오스테나이트 조직으로 역변태시켜 결정립을 미세화 함으로서 강인화 하는 방법을 생각할 수 있다^{11,12,15)}. 또한 가공과 역변태 어닐링처리 등을 이용하여 강한 마르텐사이트 상과 오스테나이트 상이 공존하는 2상 조직으로 만들어 강인화 하는 방법 등을 생각 할 수 있다.

상온에서 오스테나이트조직을 갖는 강에서 강도 등과 같은 기계적 성질에 크게 영향을 미치는 마르텐사이트 조직은 냉각에 의해 오스테나이트 조직이 마르텐사이트 조직으로 변태하기 시작하는 온도인 M_s 이하로 급냉하는 방법으로 얻을 수 있지만, M_s 온도와 가공에 의해 오스테나이트 조직이 마르텐사이트 조직으로 변태하는 온도인 M_d 사이에서는 가공에 의해서도 얻을 수 있으며, 이러한 마르텐사이트를 가공유기 마르텐사이트(deformation induced martensite)라 하고 이러한 변태를 가공유기 마르텐사이트 변태(deformation induced martensite transformation)라 한다^{16,17)}.

그러나 상온에서 오스테나이트조직을 갖는 이들 강들은 대부분 M_s 온도가 극히 저온영역에 있기 때문에 마르텐사이트 조직은 가공에 의해 오스테나이트 조직을 마르텐사이트 조직으로 변태시키는 방법에 의해 얻을 수 밖에 없는 것이 일반적인 실정이다. 때문에 이들 강에서 가공유기 마르텐사이트 변태거동을 연구하는 것도 대단히 중요하다.

상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 강에서 가공유기 마르텐사이트 변태거동은 그 재료가 갖는 오스테나이트의 안정도에 의해 지배되는데, 오스테나이트의 안정도는 재료의 화학조성, 변형온도에 주로 지배되며, 전 가공도, 결정립 크기 등에도 영향을 받는다고 알려져 있다¹⁸⁻²³⁾.

지금까지 상온에서 준안정 오스테나이트 조직을 갖는 강에서 가공유기 마르텐사이트 변태에 관한 연구는 Cr과 Ni이 다량 첨가되어 있는 오스테나이트계 스테인리스강에 대해서는 많은 연구가 수행되어 왔다^{11,12,24,25)}. 그러나 이러한 오스테나이트계 스테인리스강에서 이 강이 갖는 문제점인 가격을 낮추기 위해 Cr과 Ni의 양을 낮추는 대신에 Mn을 많이 첨가하게 되면 Cr, Ni 및 Mn의 양이 달라지는데 기인되어 고 Mn 오스테나이트 조직의 안정도가 달라지게 되고 그 결과 가공유기 마르텐사이트 변태의 거동도 달라질 것으로 예상된다¹⁴⁾. 그러나 이와 같이 Mn이 많이 첨가되어 있는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강에서 가공유기 마르텐사이트 변태거동과 이러한 가공유기 마르텐사이트 거동 등을 연구한 논문도 폭넓지 못하다. 뿐만 아니라 이러한 실정으로 인하여 이러한 강에서 마르텐사이트를 얻어 오스테나이트와 공존하는 강을 으로 만들어 제 특성을 연구한 논문도 대단히 부족하다.

이러한 강에서 마르텐사이트와 오스테나이트가 공존하는 2상 조직으로 만들 수 있는 방법은 가공온도와 가공량을 달리하는 가공을 통하여 오스테나이트 일부를 마르텐사이트로 변태시켜 오스테나이트와 마르텐사이트가 함께 공존하는 2상 조직으로 만들거나, 가공하여 오스테나이트를 전부 마르텐사이트로 변태 시킨 다음 온도와 시간을 달리하는 역변태 어닐링처리 하여 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 공존하는 2상조직으로 만들어 강인화 하거나, 가공과 역변태 어닐링처리를 반복적으로 행하는 가공열처리하여 오스테나이트와 마르텐사이트가 공존하는 2상 조직을 만들어 강인화 하는 방법 등을 생각 할 수 있다.²⁶⁾

따라서 본 연구는 이러한 점을 고려하여 기존의 오스트나이트계 스테인리스강이 갖는 가격이 높은 문제를 해결하기 위한 측면에서 Cr을 14%, Ni을 5% 로

낮추는 대신에 Mn을 6% 정도로 많이 첨가한 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강의 사용 범위를 확대하기 위한 측면에서 본 연구를 수행하였다. 즉, 고 Mn을 갖는 오스테나이트계 스테인리스 강에서 온도와 가공량을 달리하는 가공과, 가공에 의해 오스테나이트 전부를 마르텐사이트로 변태 시킨 다음 온도와 시간을 달리하는 역변태 어닐처리에 오스테나이트와 마르텐사이트가 공존하는 2상 조직을 만든 다음 기계적 성질, 감쇠능 및 내식성 등을 조사하였다.





제 II 장

이론적 배경

1. 마르텐사이트 변태의 특징

강을 강화하는 방법 중의 하나로서 비열탄성 마르텐사이트를 기지조직으로 이용하는 방법이 있다. 마르텐사이트를 기지조직으로 만드는 방법은 오스테나이트상을 갖는 시료를 M_s 점 이하로 확산변태가 일어나지 않을 정도의 빠른 속도로 냉각시키는 방법^{27,28)}과 M_s 점 이상에서 가공하여 마르텐사이트를 생성시키는 방법^{29,30)}이 있고, 이러한 마르텐사이트 변태는 스테인리스강, 퀴칭강, 볼 베어링강 등에서 잘 알려져 있다. 또한, 마르텐사이트 변태와 관련된 성질을 이용하여 개발된 강으로는 마르에이징강, Trip강, 오스포밍강, 2상 혼합강 등이 있으며 마르텐사이트 변태는 다음과 같은 특징을 지니고 있다.

1.1 무확산 변태

일반적인 상변태는 각 원자들이 개별적으로 장범위에 걸쳐 확산을 함으로서 일어나지만 마르텐사이트 변태는 이러한 원자 확산을 동반하지 않고 변태가 시작할 때부터 끝날 때 까지 개개의 원자가 원자간 거리보다 작은 거리를 이동하여 일어난다. 따라서, 모상 중의 다수 원자가 단번에 협동적으로 이동함에 의해 새로운 결정을 생성하기 때문에 모상과 마르텐사이트의 화학조성은 동일하다.

1.2 해비트면(habit plane)

한 개의 모상 결정 중에 형성된 마르텐사이트는 해비트면이라고 부르는 모상격자의 특정면에 평행으로 존재하는 면이 있다. 보통 이 해비트면은 고지수의 결정학적 면이고 변태온도 및 조성에 따라 달라지기도 한다. 탄소강에서 해비트면을 조성에 따라 나타내면 탄소 함유량이 0.4wt.%C 이하에서는 {111}_r, 0.4~1.4wt.%C 에서는 {225}_r이고, 1.4~1.8wt.%C에서는 {259}_r이다. 또한, 18Cr-8Ni 스테인리스강은 {225}_r이다. 이와 같이 마르텐사이트가 모상

의 특정면에서 생성되는 것이 마르텐사이트 변태의 특징이다.

Fig. 1³¹⁾에 오스테나이트계 강이 마르텐사이트로 변태 시 생성되는 해비트면을 나타내었고, Fig. 2에는 전위에 의해 생성되는 $\{225\}_r$ 해비트면의 모델을 나타내었다.³²⁾

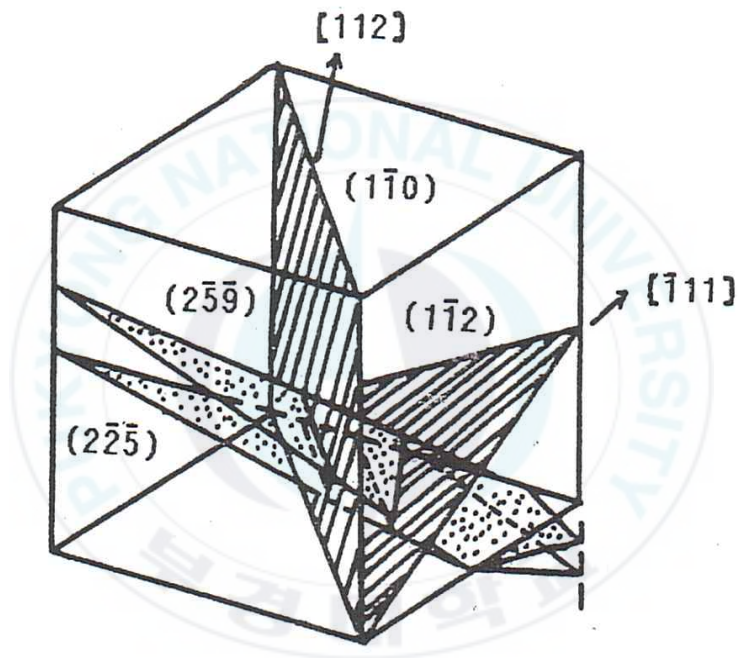


Fig. 1 Schematic illustration of martensite habit plane and preferred planes in austenite lattice³¹⁾.

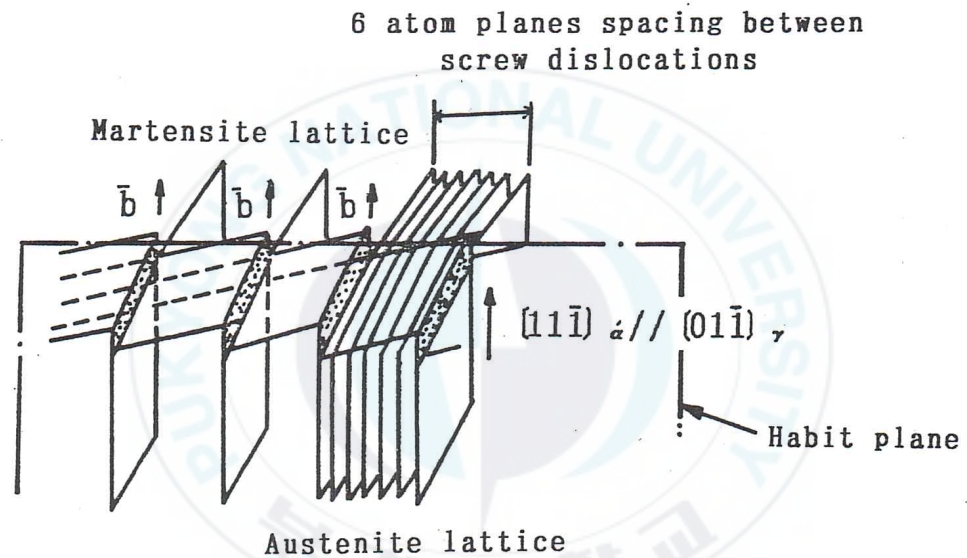


Fig. 2 Model for the (225) habit austenite-martensite interface in steel³²⁾.

1.3 표면기복

마르텐사이트 변태가 일어나면 표면에 기복이 생긴다. 즉, 강에 다량의 Cr, Ni, Mn 등을 단독 또는 복합적으로 첨가하여 상온에서 오스테나이트상으로 만든 다음, 표면을 정연마하여 M_s 점 이하로 냉각시키거나 M_s 점 이상에서 응력을 가하여 마르텐사이트로 변태시키면 Fig. 3(a) 에서와 같이 마르텐사이트 조직이 나타난 부분에 표면기복이 생긴다. 표면기복 양상은 불규칙한 것이 아니고 표면의 경사각이 결정방위에 따라 일정한 값을 갖는다. 또한, 모상 표면에 미리 선을 그어 놓으면 Fig. 3(b)와 같이 오스테나이트와 마르텐사이트 경계에서 선의 굴절이 생긴다³³⁾. 이 굴절각은 방위에 따라서 일정한 값을 가지며 이렇게 결정방위에 따라서 표면기복, 선의 굴절이 생긴다는 것은 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태시 표면에서 일정한 형상변화(결정의 외형변화)가 생겼다는 증거이다.

2. 마르텐사이트 변태의 구동력

2.1 화학적 구동력(chemical driving force)

동일 농도의 오스테나이트상과 마르텐사이트상의 온도에 따른 화학적 자유에너지 변화를 Fig. 4에 나타내었다³⁴⁾. Fig. 4와 같이 마르텐사이트 변태는 일반적인 확산변태와는 다르게 마르텐사이트상의 화학적 자유에너지와 모상의 화학적 자유에너지가 같은 온도인 T_0 에서 변태가 일어나지 않고, 어떤 임계 구동력을 발생하는 상당히 낮은 온도인 M_s 까지 모상을 과냉해야만 변태가 일어나기 시작한다. 그 이유는 마르텐사이트 변태시에 비화학적 자유에너지가 도입되기 때문이다. 즉, 마르텐사이트 변태는 임계 구동력(critical driving force)을 필요로 한다.

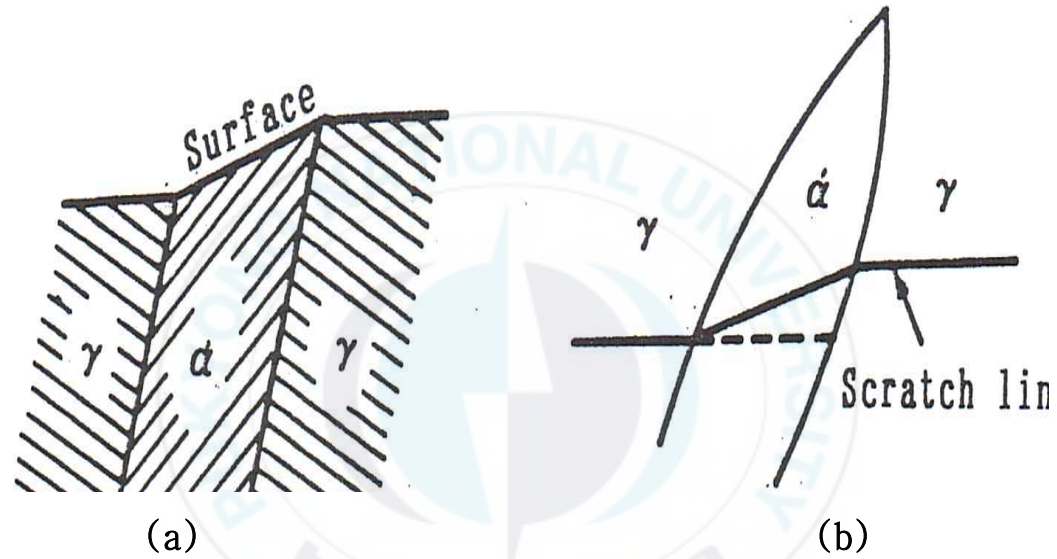


Fig. 3 Schematic representation of surface relief (a) and a scratch line (b)³³⁾.

Fig. 5와 6은 Fe-C계의 평형상태도와 T_1 , T_2 , T_3 및 T_4 의 온도에서 두상의 자유에너지를 나타내는 그림이다. T_1 온도에서는 농도 C_0 의 상은 안정하며 변태를 일으키지 않는다. T_2 에서는 C_0 보다 농도가 낮은 α 상이 핵을 생성시킬 수 있는 구동력(RS)이 존재하지만 모상의 농도와 동일한 농도를 가진 α 상의 자유에너지는 모상의 자유에너지보다 높다. T_3 온도에서는 농도 C_0 에서 α 상과 γ 상의 자유에너지가 같다. 따라서, 더 낮은 온도인 T_4 에서는 확산에 의해서 농도가 낮은 α 상의 핵을 생성시키는 구동력(RS)과 농도변화 없이 그대로 γ 를 α 로 변태시키는 구동력(PQ)이 동시에 존재하게 된다. 일반적으로 동일한 온도에서는 $RS > PQ$ 이지만 온도가 너무 낮으면 확산이 일어날 수 없어 확산변태의 구동력이 존재하더라도 확산변태는 실제로 일어나기는 어렵고, 온도저하에 의해서 구동력 PQ가 어떤 임계값에 도달하면 확산을 필요로 하지 않는 마르텐사이트 변태가 일어나게 된다.

Fig. 4에서 T_0 이하로 모상을 냉각시키면 화학적 구동력이 발생하고 과냉도가 증가할수록 구동력은 증가한다. 마르텐사이트 변태는 확산변태처럼 T_0 에서 일어나지 않으며 어떤 임계 구동력($\Delta G^{\gamma-\alpha'}$)을 발생하는 온도까지 모상을 과냉시켜야 일어난다. 이처럼 T_0 보다 훨씬 낮은 온도까지 모상을 과냉시켜야 마르텐사이트 변태가 일어나는 이유는 마르텐사이트 변태시에는 계에 비화학적 자유에너지가 도입되는데 이 에너지에 해당하는 화학적 구동력이 발생되지 않으면 마르텐사이트 변태가 일어나지 않기 때문이다.

마르텐사이트변태 시 계에 도입되는 비화학적 자유에너지는 Nishiyama³³⁾에 의하여 다음과 같이 제시되고 있다.

- ① 모상과 마르텐사이트 상간 계면에너지
- ② 변태 시 전단변형에 기인하는 소성변형에너지
- ③ 변태 시 계에 도입되는 탄성변형에너지
- ④ 변태 시 동반되는 탄성진동에너지

따라서, 마르텐사이트 변태가 일어나기 위한 열역학적 조건은 $\Delta G_{Ms}^{\gamma-\alpha'} - \Delta G_{nc}^{\gamma-\alpha'} < 0$ 이며, 마르텐사이트 변태개시 온도인 M_s 는

$\Delta G_{nc}^{\gamma-\alpha'} = 0$ 을 만족시키는 온도이다. 여기서, $\Delta G_{Ms}^{\gamma-\alpha'}$ 는 모상과 마르텐사이트상의 화학적 자유에너지 차이이며, $\Delta G_{nc}^{\gamma-\alpha'}$ 는 마르텐사이트 변태시 계에 도입되는 비화학적 자유에너지 전체의 합이다.

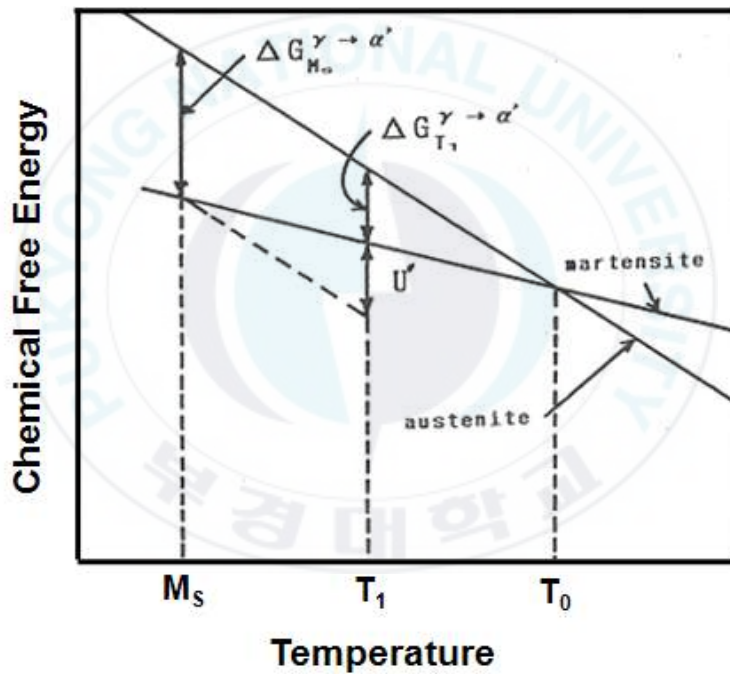


Fig. 4 Schematic illustration showing chemical free energy of austenite and martensite as function of temperature³⁴⁾.

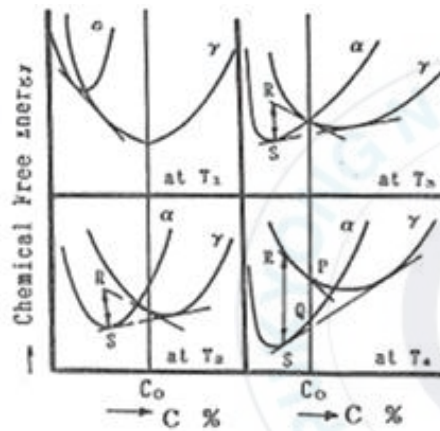


Fig. 5 Fe-C equilibrium phase diagram.

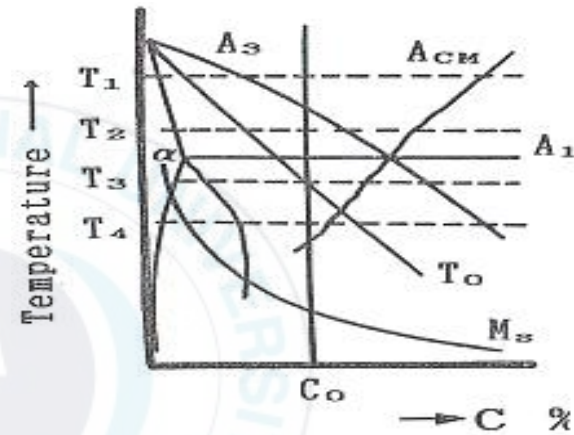


Fig. 6 Driving force for nucleation of ferrite with different carbon content from austenite, and driving force for nucleation of ferrite with the same carbon content as austenite.

2.2 마르텐사이트 변태의 기계적 구동력

마르텐사이트 변태는 모상의 격자변형에 의해서 일어나므로 외부에서 가해진 응력에 의해서도 변태가 일어나게 된다. 마르텐사이트 변태에 동반되는 화학적 자유에너지 변화를 나타내는 Fig. 4 에서와 같이 전단응력에 의해 행해진 기계적인 일의 양만큼 변태에 필요한 구동력은 감소되어 M_s 는 상승하고, 이 온도이상에서는 마르텐사이트 변태가 일어나게 된다. T_1 에서 모상에 응력을 가할 때 기계적 구동력(U')이 화학적 구동력($\Delta G^{\gamma-\alpha'}$)에 가산되어 마르텐사이트 변태는 총구동력이 $\Delta G_{Ms}^{\gamma-\alpha'}$ 에 일치하는 임계응력에서 시작된다.

$U' = \Delta G_{Ms}^{\gamma-\alpha'} - \Delta G_{T_1}^{\gamma-\alpha'}$ 는 T_1 에서 응력유기 마르텐사이트 변태에 필요한 임계 기계적 구동력이다. 기계적 구동력은 응력과 마르텐사이트 결정방위의 함수이며 Pater 과 Cohen³⁵⁾에 의하면 다음과 같이 표시된다.

$$U' = \tau \gamma_0 + \sigma_n \epsilon_n \text{ -----(1)}$$

여기서, τ : 마르텐사이트 해비트면의 분해전단응력

γ_0 : 해비트면에서의 전단변형량

σ_n : 해비트면에 수직응력

ϵ_n : 변태 시 해비트면에 수직으로 팽창된 변형량

지금 시편이 Fig. 7³⁶⁾과 같이 σ_1 의 응력을 받았을 때 τ 와 σ_n 는 마르텐사이트 결정의 주어진 방위에 대해서 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$= \frac{1}{2} \sigma \cdot \sin 2\theta \cdot \cos \alpha \text{ -----(2)}$$

$$\sigma_n = \pm \frac{1}{2} \sigma_1 \cdot (1 + \cos 2\theta) \text{ -----(3)}$$

여기서, σ_1 : 작용한 응력의 크기 (인장 또는 압축)

θ : 응력축과 해비트면의 법선으로 이루어지는 각

α : 해비트면에서 응력에 의한 최대 전단변형 방향과

변태 전단방향이 이루는 각

$\pm$: 인장응력과 압축응력

식(2)와 식(3)을 식(1)에 대입하면 마르텐사이트 변태의 기계적 구동력이 얻어진다.

$$\sigma' = \frac{1}{\sigma} [(\sin 2\theta \cdot \cos \alpha) \pm \epsilon_n (1 + \cos 2\theta)] \text{ -----(4)}$$

식(4)에서 $\pm$ 의 부호는 인장 및 압축응력일 때 각각 이용되며 ϵ_0 의 부호는 팽창일 때 +, 압축일 때 -가 된다. 예를 들면, 마르텐사이트변태 시 팽창 할 경우, 외부에서 압축응력을 가하면 식 (4)의 $\pm$ 부호는 +가 된다. 그리고, 식 (4)의 괄호 안의 첫 항은 압축응력일 때나 인장응력일 때나 항상 +값을 갖는다. 일반적으로 마르텐사이트 변태에서 $\gamma_0 \gg |\epsilon_0|$ 이고, θ 의 값이 $\pi/4$ 부근에서는 $\sin 2\theta \cong (1 + \cos^2 \theta)$ 이므로 식(4)의 우변 괄호 안의 값은 제 1항이 지배한다. 따라서, 응력의 부호에 관계없이 U' 값은 +값이 되어 응력은 항상 마르텐사이트 변태를 돕는 방향으로 작용한다.

2.3 가공유기 마르텐사이트 변태를 일으키는 임계응력

무질서하게 분포된 다결정 모상에 응력을 가해서 마르텐사이트 변태를 일으킬 때 식(4)의 U' 값이 가장 큰 범위에 존재하는 마르텐사이트 결정이 제일 먼저 형성되고, $\alpha=0$ 일 때 최대값이 얻어진다. 따라서, $dU'/d\theta=0$ 으로 놓으면 임계 기계적 구동력(σ')을 다음과 같이 얻을 수 있다.

$$U' = \frac{1}{2} \sigma_1' [\gamma_0 \sin 2\theta' \pm \epsilon_n (1 + \cos 2\theta')] \text{ -----(5)}$$

여기서, σ_1' : 마르텐사이트 변태개시에 필요한 임계응력

θ' : 최대 U' 를 나타내는 각도

식(5)의 $\pm$ 의 부호는 식(4)의 경우와 마찬가지로 인장 및 압축응력일 때 각각 이용되며 ϵ_0 의 부호도 팽창일 때 +, 압축일 때 -가 된다. 식(4)와 마찬가지로 식(5)의 우변의 대괄호안의 값은 제1항이 지배한다. 만약 화학적 구동

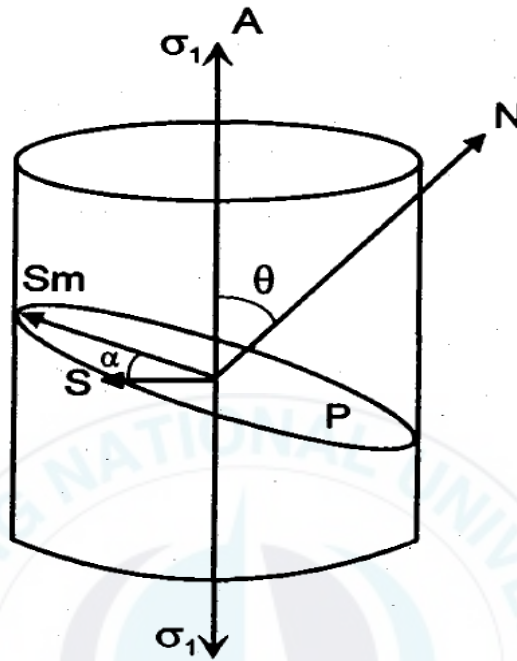


Fig. 7 Relation between applied stress axis A, and α ; N is normal direction to habit plane P, S is shear direction of martensitic transformation and Sm is maximum shear direction on P³⁶⁾.

력($\Delta T - \alpha'$)이 M_s 이상에서 온도감소에 따라 직선적으로 감소한다면 마르텐사이트 변태 개시에 필요한 임계응력(σ_1')은 응력을 가하는 온도가 상승할수록 직선적으로 증가할 것이다.

실제로 Olson과 Cohen³⁷⁾ 및 Onodera 등³⁸⁾에 따르면 마르텐사이트 변태에 필요한 임계응력은 Fig. 8³⁶⁾에 나타난 바와 같이 $M - M_s^\sigma$ 구역에서는 온도

의 상승과 더불어 직선적으로 증가한다. 그러나 이상에서는, 예컨대 T_2 온도에서는 마르텐사이트 변태는 b 의 응력에서 일어난다. Otusuka³⁹⁾ 등에 의하면 일반적으로 탄성응력이 작용할 때에는 마르텐사이트의 단일 해비트면(24개 중)만이 형성되며 이것은 인장축 방향으로 최대 변형을 나타내는 해비트면이라고 하였다.

모상이 M_s^σ 이상의 온도에서 변형될 때, 예를 들어 T_2 에서는 응력 σ_a 에서 소성변형되기 시작하여 σ_b 까지 가공경화 된 다음 여기서부터 마르텐사이트 변태가 일어나기 시작한다. σ_b 는 σ_c 에 비해 상당히 낮은 응력이다. 여기서 σ_c 는 $M_s - M_s^\sigma$ 간의 임계응력과 온도와의 관계 직선을 T_2 에 외삽함에 의해서 얻어진 값이다. 이 마르텐사이트 변태의 임계응력의 감소($\sigma_c - \sigma_b$)는 모상의 소성 변형 때문에 나타난 것으로 생각된다. 소성유기 마르텐사이트 변태에서 소성 변형의 역할에 대하여 두 가지의 서로 다른 견해가 제시되고 있다. 하나는 Olson과 Cohen^{40,41)}이 제안한 변형유기 마르텐사이트 핵생성(strain-induced martensite nucleation)의 가설이다. 이것은 소성변형 중에 결정입계에서의 국부적 응력집중 또는 전위의 cell 구조 등의 생성에 의해서 응력집중장소가 발생하여, 이 장소에서 마르텐사이트의 핵이 용이하게 생성되어 변태가 일어난다는 것이다. 다른 하나는 Onodera와 Tamura⁴²⁾가 제안한 것으로 소성변형에 의해 결정입계, 쌍정입계 등 전위이동의 장애물에 국부적으로 응력이 집중하여 그 집중응력이 σ_c 에 도달 할 때 마르텐사이트 변태가 개시된다는 것이다.

M_s 는 화학적 구동력으로 마르텐사이트 변태가 개시하는 온도이고, M_d 는 그 이상의 온도에서는 화학적 구동력이 작아서 마르텐사이트의 핵생성이 기계적으로 유발되지 않는 온도이다. 따라서, M_d 는 M_s 이상에서 기계적 가공에 의해서 마르텐사이트 변태를 유발할 수 있는 최대온도이다. 이론적으로 M_d 의 값을 T_0 까지 근접시킬 수 있지만 실제로는 T_0 보다 매우 낮은 온도에 존재한다.

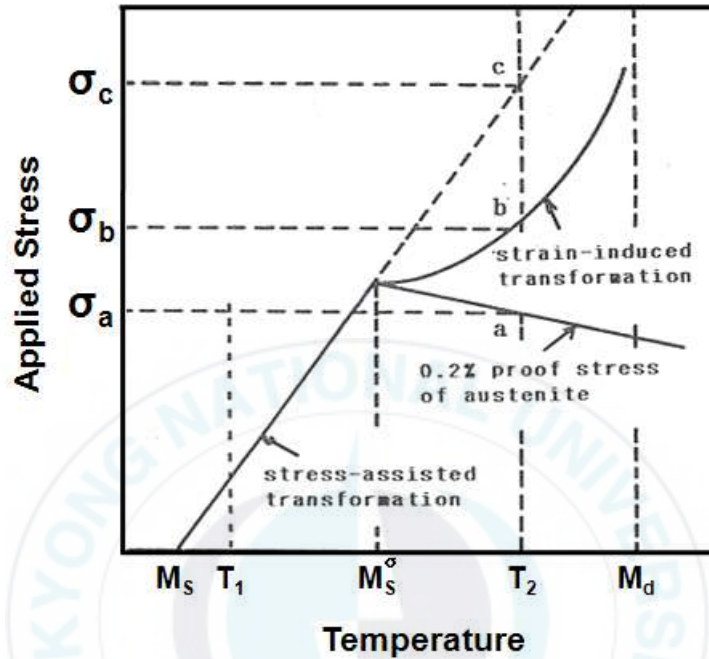


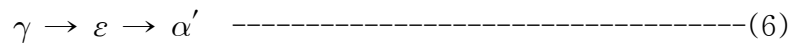
Fig. 8 Schematic illustration showing critical stress for martensite formation as function of temperature³⁶⁾.

3. 마르텐사이트의 방위관계

마르텐사이트는 전단변태에 의해 생성되므로 마르텐사이트상과 모상 사이에는 일정한 결정방위 관계가 유지된다. 예를 들면, 탄소강의 경우에는 $(11)\gamma // (111)\alpha'$ 와 $[\bar{1}01]\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]\alpha'$, $[\bar{1}21]\gamma // [2\bar{1}1]\alpha'$ 의 관계가 있다. 이 관계를 발견자의 이름에 따라 Kurdjumov - Sachs(K-S)⁴³⁾의 관계라 한다.

또한 Fe-30wt.%Ni 합금에서는 $(111)\gamma// (011)\alpha'$ 와 $[11\bar{2}]\gamma// [0\bar{1}1]\alpha'$, $[1\bar{1}0]\gamma// [100]\alpha'$ 의 관계가 성립되며 이를 Nishiyama - Wassermann(N-W)^{44,45)}의 관계라 한다.

한편, Venables⁴⁶⁾는 적층결합에너지가 낮은 스테인리스강에서는 오스테나이트가 마르텐사이트(HCP)라 불리는 중간상을 거쳐 다음과 같이 α' -마르텐사이트가 생성한다고 하였다.



이때 방위관계는 Kurdjumov - Sachs⁴³⁾ 및 Burgers⁴⁷⁾에 의하면, $(111)\gamma// (0001)\varepsilon// (001)\alpha'$ 의 관계가 성립된다고 하였다. 최근에 전자현미경 사진을 이용하여 조사한 바에 의하면 스테인리스강에서 오스테나이트로부터 ε -마르텐사이트 및 α' -마르텐사이트로 변태는 2가지 유형이 있다고 보고하고 있다^{48,49)}. 이 경우 오스테나이트가 ε -마르텐사이트로 변태할 때는 Kestenbach⁵⁰⁾와 Keown⁵¹⁾에 의하면 $(111)\gamma// (0001)\varepsilon$ 의 관계가 성립된다고 하였다. 이와 같이 강의 조성에 따라 일정한 방위관계가 성립되는 것이 마르텐사이트 변태의 특징이기도 하다.

4. 오스테나이트의 안정도

준안정 오스테나이트 스테인리스강의 소성변형 거동은 Trip 현상에 영향을 받고 이 Trip 현상은 오스테나이트의 안정도에 의해 지배된다. 따라서, 오스테나이트의 안정도는 Trip 현상이 나타나는 정도를 예측할 수 있는 중요한 인자이다. 이러한 오스테나이트의 안정도는 많은 연구자들이 M_{d30} , Ni 당량, BFDT(best fit ductility temperature)등의 인자를 제시하여 논하고 있다. M_{d30} 은 오스테나이트 단상조직의 시료에 0.3%의 진변형율을 가하였을 때 조직의 50%가 마르텐사이트로 변태하는 온도를 나타내며, 이 값이 고온일수록 재료가 불안정하다. M_{d30} 과 관련된 수식은 다음과 같다.

$$M_{d30} = 413-462(C,N)-9.2Si-8.1Mn-13.7Cr-9.5Ni-18.5Mo \text{ -----(7)}^{52)}$$

$$M_{d30} = 608-515C-821N-7.8Si-12Mn-34Ni-13Cr-6.5Mo \text{ -----}(8)^{53)}$$

$$M_{d30} = 497-462(C+N)-9.2Si-8.1Mn-13.7Cr-20Ni-18.5Mo \text{ -----}(9)^{54)}$$

野原 등은⁵⁵⁻⁵⁷⁾ 결정입도 영향을 고려하여 다음과 같은 식을 제시하였다.

$$M_{d30} = 551-462(C+N)-9.2Si-8.1Mn-13.7Cr-29(Cu+Ni)-18.5Mo-68Nb \\ -1.42(G.S.N.-8.0) \text{ -----}(10)$$

오스테나이트의 안정도를 나타내는 다른 인자로서 Ni 당량이 있다. Ni 당량이 높을수록 오스테나이트의 안정도는 증가하며 平山 등^{5,58,59)}은 화학조성뿐만 아니라 가공도 및 가공온도를 고려하여 다음과 같은 식을 제시하였다.

$$Ni \text{ 당량} : Ni + 0.65Cr + 0.98Mo + 1.05Mn + 0.35Si + 12.6C + \\ 0.03(T-300) - [2.3 \log \ln(100/(100-R)) + 2.9] \text{ -----}(11)$$

여기서, T : 온도(°K)

R : 가공도(%)

이러한 결과를 토대로 하여 深瀬 등⁶⁰⁾은 각종 준안정 오스테나이트강을 여러 온도에서 인장시험하였을 때 최대 연신율을 나타내는 온도(BFDT)가 오스테나이트의 안정도에 좌우된다는 사실을 발견하여 다음과 같이 나타내었다.

$$FDT = 21\Delta M - 40 \pm 5^\circ C \text{ -----}(12)$$

$$\text{여기서, } \Delta M = Ni - [(Cr+1.5Mo-20)^2/12-0.5Mn-Cu-35C-17N+15]$$

오스테나이트의 안정도는 화학조성, 결정립크기, 전가공도, 변형온도 등에 영향을 받고 있다.

5. 역변태 오스테나이트

BCC(body centered cubic) 또는 BCT(body centered tetragonal)의 결정 구조를 갖는 마르텐사이트를 가열하게 되면, FCC(face centered cubic) 결정 구조를 갖는 오스테나이트로 변하게 되는데, 역변태 된 오스테나이트는 미변태 오스테나이트와 동일한 FCC 결정 구조를 가지고 있지만 매우 다른 기계적

성질을 나타내기 때문에 역변태 오스테나이트라 부른다.

역변태 오스테나이트에 대한 연구는 1937년 마르텐사이트를 역변태 시켜서 형성된 오스테나이트가 역변태 시키지 않은 오스테나이트에 비해 내부결함의 증가로 강도가 현저히 증가한다는 Wassermann의 보고를 시발점으로 하여 연구가 진행되었다. 역변태 오스테나이트의 강도가 미변태 오스테나이트의 강도에 비해 상당히 높게 나타나는 이유는 역변태 오스테나이트는 전단변형에 의해서 생성되는데 이때 많은 전위가 도입되고 미변태 오스테나이트에 비해 결정립 크기가 미세화 되기 때문에 역변태 오스테나이트의 강도가 높아진다.

6. 진동감쇠기구(damping mechanism)⁶¹⁾

재료의 진동감쇠는 열탄성 거동의 하나로 진동에너지를 열 등의 에너지로 분산시켜 진동을 약화시키는 성질이다. 재료 내부에서 진동감쇠는 열탄성기구를 제외하면 재료 내부의 결정결함의 이동에 따라 발생한다. 이러한 결정결함은 점결함, 선결함, 면결함 등이 있으나 점결함은 매우 작은 진동감쇠능을 가지기 때문에 실용적으로는 이용되지 않고 있다.

6.1 동적이력기구와 정적이력기구

진동감쇠기구는 응력에 의한 결함(defect)의 이동에 기인한다. 점결함(point defect)은 미약한 진동감쇠를 일으키고, 전위와 같은 선결함(line defect)은 중간정도의 수준, 면결함(planar defect)은 높은 수준의 진동감쇠를 유발한다. 결과적으로 대부분의 체심합금에서 작동하는 진동 감쇠기구에는 응력에 의한 전위 혹은 경계(결정립계, 쌍정정계, 자구경계, 마르텐사이트 형체정 간의 경계 및 모상/마르텐사이트상 경계)의 이동이 포함된다. 진동감쇠기구는 현상학적으로 동적이력기구(dynamic hysteresis)와 정적이력기구(static hysteresis) 그리고 양 특성을 모두 가진 것의 세 가지로 나눌 수 분류할 수 있으며, 대부분의 진동감쇠기구는 응력에 의한 결함의 이동을 포함하

고 있다. Fig. 9는 a)동적이력기구와 b)정적이력기구의 온도, 주파수 및 진폭(amplitude)의존성을 나타낸 것이다. 동적이력기구는 온도와 주파수에 의존하고 진폭에는 의존하지 않는 반면, 정적이력기구는 온도와 주파수에 의존하지 않고 진폭에 의존하는 특성을 나타낸다.

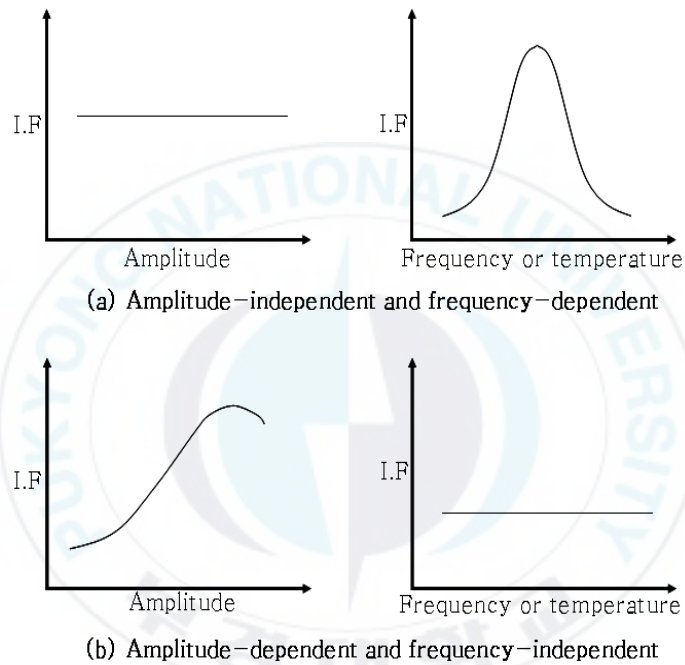


Fig. 9 Schematic diagrams of internal friction as a function of strain amplitude and temperature for (a) amplitude-independent(dynamic hysteresis) and b) amplitude-dependent (static hysteresis) damping.

1) 동적이력기구(dynamic hysteresis mechanism)

동적이력은 응력에 의한 결함의 규칙화(ordering)에 의해 발생되며, 그에 따른 의탄성 변형(anelastic strain)의 완화(relaxation)과정을 Fig. 10에 나타내었다. 순간적인 탄성변형이 응력()의 반응으로 발생하고, 시간이 지남에 따라 용질원자의 확산제어(diffusion-controlled)에 의한 재배열에 의한 의탄성 변형이 탄성변형에 추가적으로 나타난다. 응력이 제거되면 즉각적인 탄성회복 후에 내부회복력에 의하여 의탄성 변형이 시간에 의존하여 회복된다. 이 경우 응력-변형거동은 Fig. 11의 a)와 같고 ΔW 만큼의 에너지가 소비된다. Fig. 11의 b)는 이력손실에 의한 진동감쇠능(ΔW)을 온도의 함수로 나타낸 것으로, 저온에서는 작은 의탄성 변형량으로 인하여 진동 감쇠능이 낮아지고, 고온에서는 의탄성 변형이 응력에 즉각적으로 대응하기 때문에 진동감쇠능이 낮아진다.

2) 정적이력기구(static hysteresis mechanism)

정적이력기구는 외부응력에 의한 결함의 이탈(unpinning)로 발생하는 미세한 소성변형에 기인한다. Fig. 12는 정적이력기구의 응력-변형곡선을 나타낸 것으로, 선형적인 탄성변형 후 임계응력(σ_u)에서 이탈에 의한 의탄성 변형이 나타난다. 하중이 제거되는 동안 변형의 회복경로는 하중이 가해질 때와 다르기 때문에, 이로 인하여 이력손실(ΔW)이 발생한다. 결함의 이탈현상은 매우 짧은 시간 동안 임계값 이상의 응력에서 나타나므로, 진동 감쇠능은 주파수에 의존하지 않고 응력(진폭)에 의존하게 된다.

6.2 열탄성(thermoelastic) 마르텐사이트의 진동감쇠기구^{62,63)}

Cu-Al-Ni 합금, Ni-Ti 합금 및 Cu-Zn-Al 합금과 같은 열탄성 마르텐사이트 합금에서 발생하는 내부마찰은 (i) 온도의 하강·상승에 따른 마르텐사이트의 성장(growth)·소멸(shrinkage), (ii) 응력에 의한 마르텐사이트의 성장, (iii)

마르텐사이트 내부에 존재하는 쌍정경계와 적층결함 경계의 이동, 그리고 (iv)형제정의 재배열(reorientation) 등에 수반되는 이력현상에 기인한다.

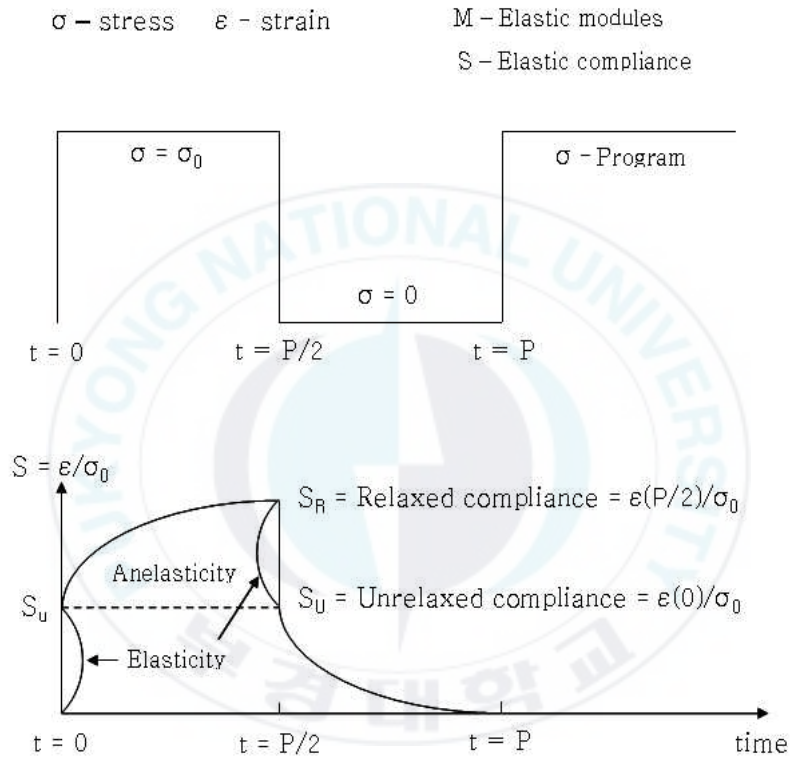


Fig. 10 Schematic diagram of the anelastic response (lower curve) to a stress cycle(upper curve).

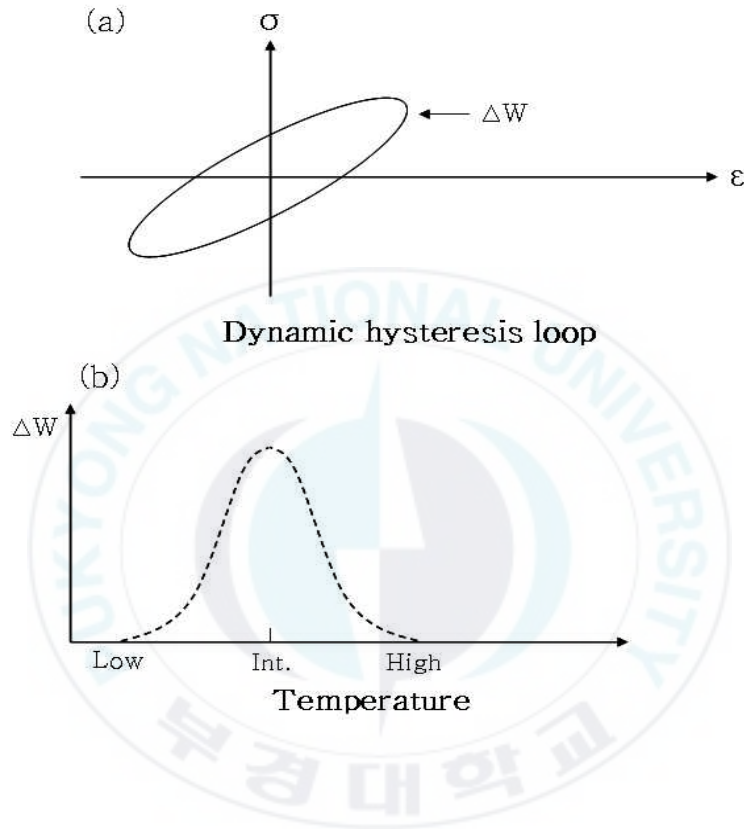


Fig. 11 Dynamic hysteresis behavior. (a) hysteresis loop in the stress-strain plane and (b) the resultant internal friction peak as a function of temperature.

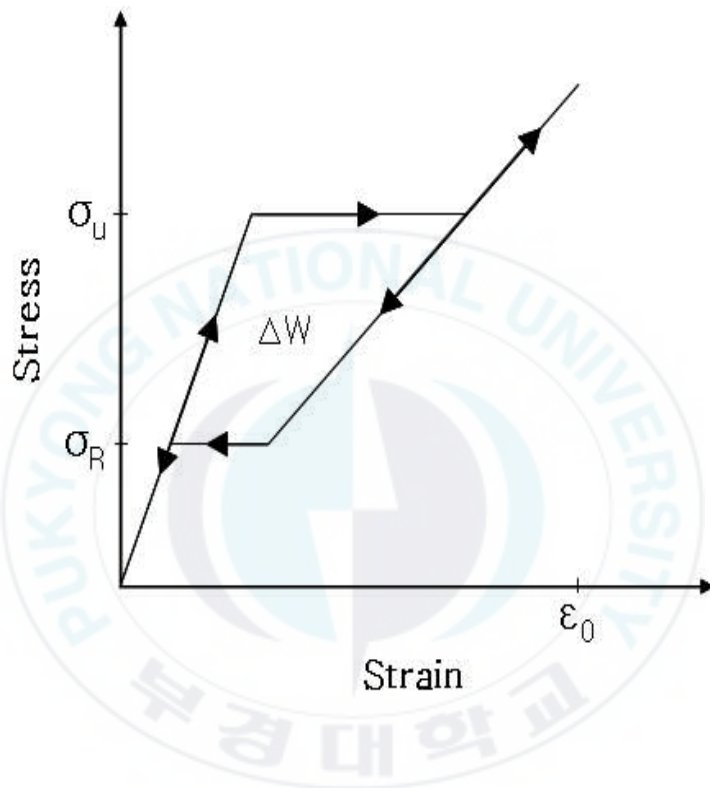


Fig. 12 Static hysteresis behavior. The type of hysteresis loop obtained during defect unpinning.

1) 진동감쇠능의 온도의존성⁶²⁾

Fig. 13은 온도에 따른 열탄성 마르텐사이트 합금의 진동 감쇠거동을 나타낸 것이다. 모상의 낮은 진동 감쇠능은 격자결함(lattice defects)의 이동으로 인한 것이며, 마르텐사이트의 비교적 높은 진동 감쇠능은 마르텐사이트 내부의 적층결함경계(stacking fault boundary), 쌍정경계(twin boundary) 및 마르텐사이트 형제정 경계(variant boundary)의 이동에 의하여 유발된다. 이 그림으로부터 온도에 따른 최대의 진동 감쇠능은 마르텐사이트 변태온도구역(냉각시 $M_s \sim M_f$, 가열시 $A_s \sim A_f$)에서 나타나는 것을 알 수 있는데, 이것은 모상/마르텐사이트 상 경계(interphase boundary)의 이동에 의한 내부마찰에 기인한다.

2) 진동 감쇠능의 응력의존성⁶⁴⁾

Fig. 14는 응력에 따른 열탄성 마르텐사이트 합금의 진동 감쇠거동을 나타낸 것으로³¹⁾, 진동 감쇠능이 거의 일정하거나 혹은 미약하게 상승하는 구간(stage I), 응력에 비례하여 진동 감쇠능이 크게 상승하는 구간(stage II)과 감소하는 구간(stage III), 다시 응력이 증가함에 따라 진동 감쇠능이 급격히 증가하는 구간(stage IV) 등 4구역으로 나눌 수 있다. stage I에서는 응력유기 마르텐사이트 변태가 일어나지 않아 진동 감쇠능은 모상에 있는 격자결함의 이동에 의존하며, stage II에서 나타나는 진동 감쇠능의 급격한 증가는 외부응력에 우선적인 방향으로 응력유기 마르텐사이트가 생성되기 때문이다. stage III에서는 가해진 응력이 응력유기 마르텐사이트 변태가 발생하는 응력 구간^{62,64)} 이상으로 증가하여 마르텐사이트 변태가 발생하지 않기 때문에 진동 감쇠능이 점차 감소하며, stage IV에서 나타나는 진동 감쇠능이 급격한 증가는 이미 생성된 마르텐사이트 형제정들이 응력방향으로 재배열(reorientation)되기 때문이다.

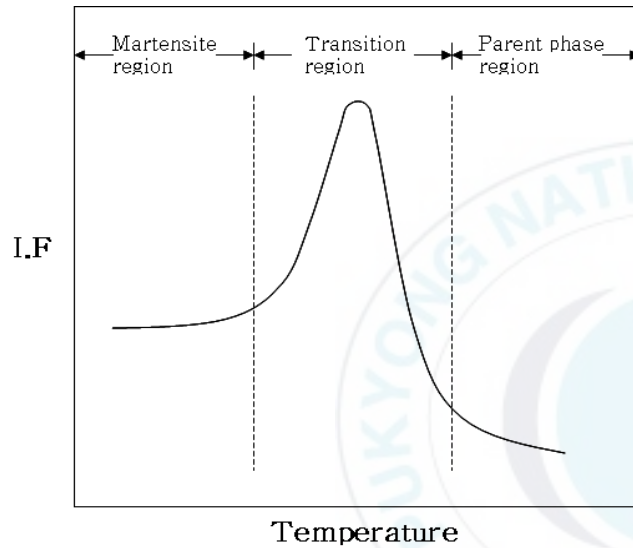


Fig. 13 Schematic diagram showing the internal friction of a thermo-elastic martensitic alloy as a function of temperature²⁸⁾.

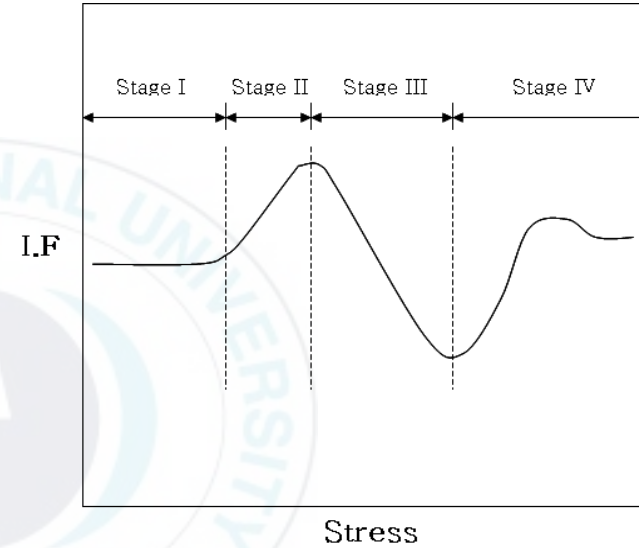


Fig. 14 Schematic diagram showing the internal friction of a thermo-elastic martensitic alloy as a function of stress amplitude²⁹⁾.

7. 진동감쇠 기구의 분류 및 특징⁶⁵⁾

7.1 복합형 방진합금

1) 공정, 공석 등과 같은 2상 혼합조직을 갖는 재료로 natural composite material에서 많이 발견되며, 현미경 조직이 복잡하다. 강하고 인성이 많은 기계에 연한 제2상이 있는 경우, 기지와 제 2상과의 계면에서 소성유동 또는 점성유동이 생기기 쉽게 되어 외부의 진동에너지가 이들의 유동에 소비되기 때문에 진동이 줄어든다.

2) 기지에 비해 제2상이 강도가 작고 소성유동이 쉽게 일어나는 것이 중요하다. 큰 감쇠능이 고온에서도 용이하게 얻어진다는 장점이 있으며, 대표적인 합금으로는 Mn-Cu, Ni-Ti, Cu-Ni 합금 등이 있다.

7.2 강자성형 방진합금

1) 강자성형 재료는 외부의 응력에 따라 자구벽의 가역적인 이동으로 자기-기계적 이력(magneto-mechanical hysteresis)손실이 생기고, 이것이 진동에너지 소모시킨다.

2) 큐리 온도(curie)까지 사용할 수 있는 장점을 가지는 반면, 자장 중 또는 정하중 하에서 감쇠능이 저하되는 단점이 있다.

3) 순철의 경우, 냉간가공을 하거나, 또는 C, N 같은 침입형 불순물 원자의 함유량이 증가하면 감쇠능이 현저히 감소되는 것이 확인되고 있다. 이것은 전위나 침입형 원자가 자구벽의 이동을 방해하는 결과로 이해할 수 있다.

4) 자구벽의 이동을 용이하게 하기 위하여 특수한 열처리를 거쳐 결정립을 조대화 시킬 필요가 있다. 따라서, 열처리 비용이 비싸다. 한편 가공하면 격자결함이 생기거나, 결정립이 미세화되어 감쇠능이 저하되는 단점이 있다.

7.3 전위형 방진합금

1) Koehler의 vibration string model에 따르면, 전위에 의한 감쇠는 변형 진폭에 의존하는 부분과 의존하지 않는 부분으로 나눌 수 있는데, 일반적으로 진동이 문제가 되는 것은 수 Hz에서 가청 주파수의 상한부근인 20kHz 까지로 이러한 진동수영역에 있어서는 변형진폭에 의존하는 부분이 중요하다.

2) 비교적 작은 응력에서 전위가 이탈할 수 있도록, 약한 고착점을 형성하는 불순물이 최적의 루프(loop)길이를 형성하기에 알맞게 적당량 함유되는 것이 필요하다.

3) 이 형태의 방진합금은 가격이 저렴하거나, 약 150℃ 이상에서 사용하면 변형시효(strain aging)가 발생하므로 감쇠능이 상당히 저하되는 단점이 있다.

7.4 쌍정형 방진합금

1) 이것은 보통의 기계적 쌍정이나 어닐링 쌍정이 아니라, 마르텐사이트 변태 시에 수반되는 미세한 변태 쌍정에 의한 감쇠이다.

2) 강에서 볼 수 있는 마르텐사이트는 일단 마르텐사이트 판상이 발생하면 온도하강에 따라 그것이 성장하는 것이 아니라, 다른 장소에서 마르텐사이트 판상이 발생하여 변태량이 증가한다. 그러나 Ni-Ti 합금 등에서 볼 수 있는 마르텐사이트는 이와는 달리 일단 발생한 마르텐사이트 결정이 온도의 상승, 하강에 따라 수축하거나 성장한다.

3) 이러한 열탄성 마르텐사이트에 있어서 쌍정경계는 특히 이동하기 쉬우며, 이로 인해 큰 감쇠능을 나타낸다.

4) 이와 유사한 변태 쌍정이 자기변태에 의해서 생기는 특별한 경우의 예로서는 Mn-Cu, Ni-Ti, Cu-Ni 합금 등이 있다.

8. 진동감쇠능의 측정

첫 번째 방법은 비감쇠능(Specific damping capacity)으로 다음과 같이 정의 된다.

$$DC = \frac{\Delta W}{W} \text{ -----(13)}$$

Fig. 15에서 W 는 그 주기의 최대 에너지이며 ΔW 는 한 주기 당 감쇠되는 에너지이다. 이 방법은 주로 전자기 유도장치로 시편을 일정한 진폭을 유지시키도록 조절하여 일정 진폭에 대하여 W 를 구할 수 있고, 가해 주는 에너지에 의하여 ΔW 를 구할 수 있다. 자유 감쇠하는 재료의 경우 전체 에너지는 진폭의 자승에 비례하므로 다음과 같이 놓을 수 있다.

$$SDC = \frac{\Delta W}{W} = \frac{A_n^2 - A_{n+1}^2}{A_n^2} = 1 - \left(\frac{A_{n+1}}{A_n}\right)^2 \text{ -----(14)}$$

두 번째로 대수감쇠율(logarithmic decrement)은 다음과 같이 정의된다.

$$\delta = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \text{ -----(15)}$$

A 과 A_{n+1} 은 n 번째와 $n+1$ 번째의 진폭을 나타낸다. 이 방법은 주로 얇은 외팔보를 외력으로 주 모드로 진동시키고 외력을 제거하여, 자유 감쇠하는 것의 진폭의 변화를 측정한다. 개략적인 그림을 Fig. 16에 나타내었다.

실질적으로 한 주기간의 진폭의 차이는 크지 않고, 시편 그 자체나 외부의 노이즈가 존재하기 때문에 다음과 같이 여러 주기의 평균값을 사용한다.

$$\delta = \frac{1}{N} \ln\left(\frac{A_1}{A_{+1}}\right) \text{ -----(16)}$$

세 번째로 일정한 힘으로 재료를 공진주파수 주위의 일정 범위의 진동수로 진동시켜, 진동수와 진폭의 관계에서 진동감쇠능을 구하는 방법이 있다. 이 방법에서 공진 주파수의 전후의 진폭이 반이 되는 주파수간의 거리 Δf 를 찾

는다. Fig. 17에 이 과정을 나타내었고, 전기회로에서와 같이 Quality factor를 구해서 그 역수를 사용한다.

$$Q^{-1} = \frac{\Delta f}{3f_r} \text{-----(17)}$$

네 번째의 방법은 반복적인 정현파의 응력을 가해 시편의 움직임이 정상상태에 이르게 한 후 응력과 변형량의 위상차()를 측정하여 내부마찰(internal friction), $\tan\phi$ 를 측정하는 것으로 Fig. 18에 나타내었다. 이 방법은 보통 낮은 진동수에서 사용한다.

진동감쇠능이 매우 작은 경우, 다음의 관계가 성립한다.

$$Q^{-1} = \frac{\delta}{\pi} = \frac{SDC}{2\pi} = \tan\phi \text{-----(18)}$$

진동감쇠능의 측정 과정에서는 필연적으로 시편 내부의 변형률이 균일하지 못한 문제가 발생한다. 측정된 시편의 진동감쇠능(specimen damping)은 시편 내부의 각 부분의 고유감쇠능(intrinsic damping)을 적분한 값이다. 따라서, 물성치로 측정하기 위해서는 시편 내의 변형량의 분포를 고려해야 한다. 이를 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$Q_s^{-1} = \frac{\int_0^\epsilon Q^{-1}(\epsilon) \epsilon^2 (dV/d\epsilon) d\epsilon}{\int_0^\epsilon \epsilon^2 (dV/d\epsilon) d\epsilon} \text{-----(19)}$$

여기서, Q_s^{-1} : specimen damping

Q_I^{-1} : intrinsic damping

진동감쇠능이 변형률에 무관한 경우에는 시편의 진동감쇠능과 고유 감쇠능이 서로 같다.

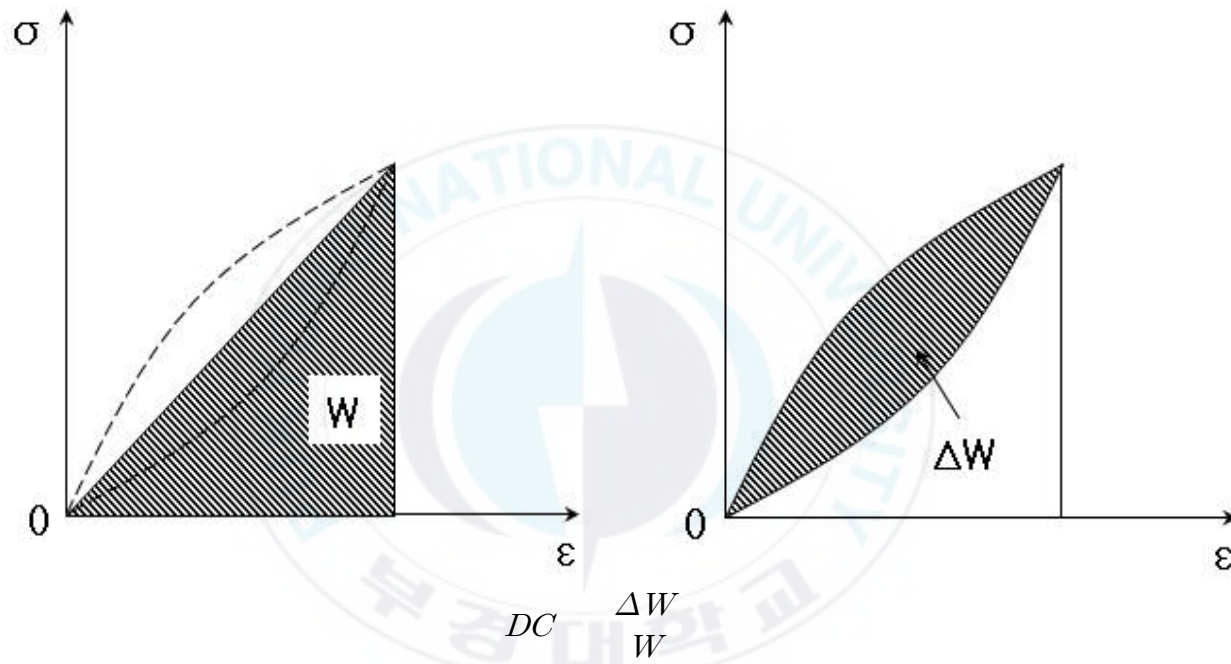
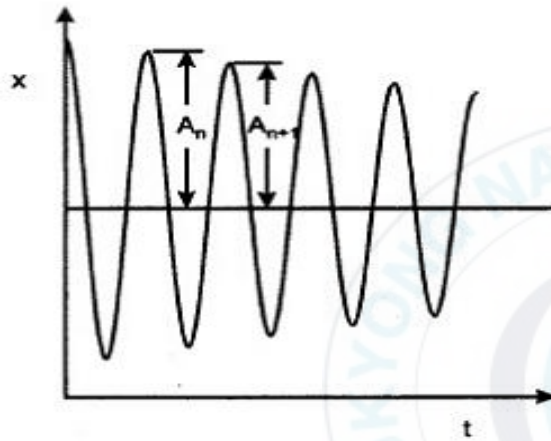
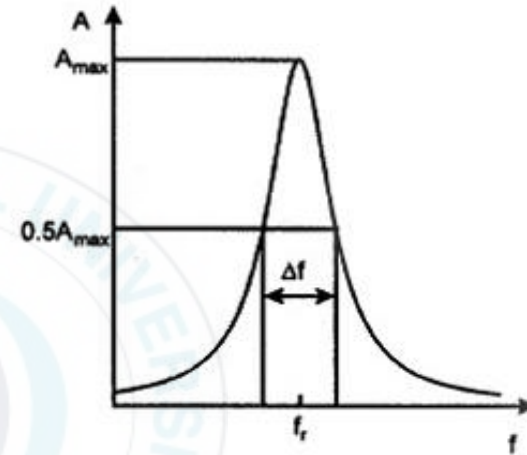


Fig. 15 Measurement of specific damping capacity.



$$= \ln \left(\frac{A_n}{A_{n+1}} \right)$$



$$Q = \frac{f_r}{\Delta f}$$

Fig. 16 Measurement of logarithmic decrement.

Fig. 17 Measurement of Q-factor.

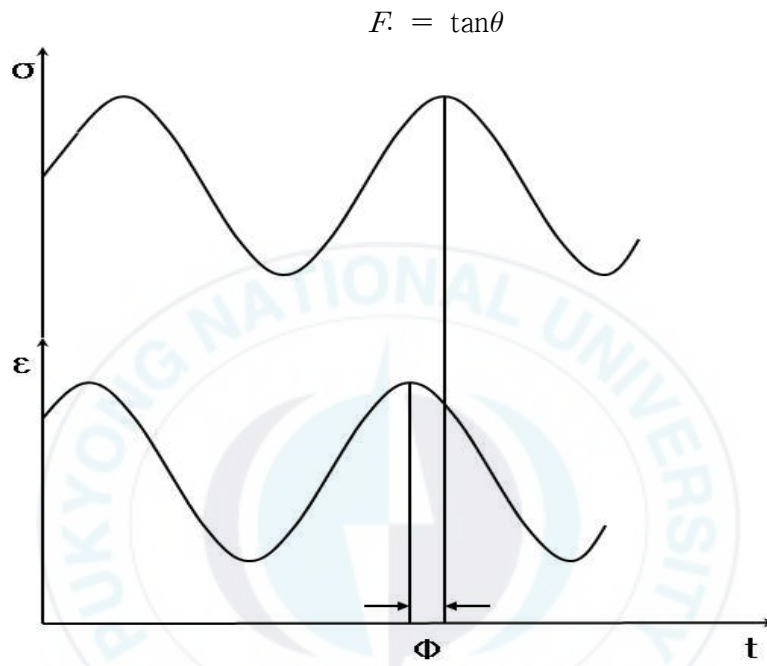


Fig. 18 Measurement of internal friction.

제 III 장

마르텐사이트와 오스테나이트 2상 조직을
갖는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강의
기계적 성질에 미치는 오스테나이트의 영향

1. 서론

상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 오스테나이트계 스테인리스강은 많은 Cr과 Ni을 가지고 있기 때문에 내식성이 우수하다. 그러나 FCC결정 구조를 갖기 때문에 가공성은 우수하지만 항복강도 등이 낮아 내식성을 요하는 공업용 구조재로서 다양하게 사용되지 못하고 있다. 때문에 강도를 높여 사용범위를 확대하려는 많은 연구가 수행되어 왔다^{12~14, 66)}.

이러한 강에서 강도를 높일 수 있는 방법으로서 열처리에 의한 방법을 생각할 수 있지만 상온에서부터 고온에 이르기 까지 오스테나이트 조직으로 되어 있기 때문에 가열과 냉각에 따른 상변태가 일어나지 않아 어렵다. 따라서 합금원소 첨가에 의한 고용 강화와 석출강화를 생각 할 수 있다⁹⁾. 그러나 합금원소 첨가에 따른 가격 상승 및 용접성 등이 낮아지는 등의 문제가 발생되기 때문에 이상적인 방법이 되지 못한다. 때문에 오스테나이트 조직을 가공에 의해 마르텐사이트 조직으로 변태시킨 다음 역변태 어닐링 처리하여 초 미세립 오스테나이트로 만들거나^{12, 13)} 또는 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직으로 만드는 방법 등을 생각할 수 있다⁶⁷⁾.

마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직으로 만드는 방법은 오스테나이트 조직을 갖는 강을 가공온도와 가공량을 달리하는 가공에 의해 오스테나이트를 전부 마르텐사이트로 가공유기변태시키지 않고 일부 잔류시켜(잔류 오스테나이트) 만들 수 있고^{12, 13)}, 가공에 의해 전부 마르텐사이트로 만든 다음 온도와 시간을 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 마르텐사이트의 일부를 오스테나이트로 역변태시켜(역변태 오스테나이트) 만들 수 있다⁶⁷⁾. 그러나 이와 같이 제조방법을 달리하여 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강을 만들게 되면 제조방법에 따라 마르텐사이트와 오스테나이트 조직의 성상이 달라지게 되고⁶⁷⁾ 그 결과 오스테나이트계 스테인리스강이 갖는 기계적 성질도 달라질 것으로 판단된다. 그러나 아직 이러한 2상

조직을 갖는 강에서 기계적 성질에 미치는 오스테나이트의 영향을 정량적으로 연구한 논문은 없다. 그러나 이러한 강의 사용범위와 사용상의 안정성을 확보하기 위해서는 이에 대한 연구가 필요하다.

따라서 본 연구는 재료의 가격을 낮추기 위하여 Ni을 낮추는 대신에 Mn을 많이 첨가한 오스테나이트계 스테인리스강을 사용하여 상온에서 가공과 가공한 다음 역변태 어닐링처리하는 2가지 방법으로 마르텐사이트와 잔류 또는 역변태 오스테나이트가 존재하는 2상 조직으로 만든 다음 기계적 성질에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사하였다⁶⁸⁾.



2. 실험방법

2.1 시료

본 실험에 사용한 시료는 약 14%의 Cr, 약 5%의 Ni 그리고 기존 스테인리스강에 비해 고가인 Ni의 양을 낮추는 대신에 가격이 Ni보다는 저렴한 Mn이 6% 첨가되어 있는 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강의 공시재를 구입하여 사용하였다. 이 시료의 화학조성을 표 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical composition of specimen(wt. %)

C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	Co
0.06	0.01	0.08	0.6	6.2	5.6	14.2	1.91	0.1	0.16

2.2 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직 강의 제조

가공유기 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 강은 상온에서 가공도를 달리하는 냉간압연에 의해 가공에 의해 생성된 가공유기 마르텐사이트와 마르텐사이트로 변태되지 않고 잔류하고 있는 오스테나이트(이후 잔류 오스테나이트라 한다)가 공존하도록 하여 제조하였다. 이에 반하여 가공유기 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 강의 제조는 오스테나이트 조직으로 되어 있는 강을 상온에서 70% 냉간압연하여 오스테나이트의 97% 이상을 마르텐사이트로 변태시킨 후 500~700℃ 사이의 온도에서 10분 역변태 어닐링처리하여 마르텐사이트의 일부를 오스테나이트(이후 역변태 오스테나이트라 한다)로 역변태 시켜서 가공유기 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트가 공존하는 2상 강을 제조하였다

2.3 미세조직 관찰

냉간압연한 시료의 미세조직은 광학현미경, 주사전자현미경 및 투과전자현미경(Hitach, 200kV) 등을 사용하여 관찰하였다. 또한 냉간가공 한 다음 온도를 달리하여 역변태 어닐링처리한 시료의 미세조직도 투과전자현미경으로 관찰하였다. 이때 투과전자현미경(Hitach, 200kV) 관찰은 시료를 박막으로 만든 다음 jet 연마후 관찰하였다.

2.4 X-선 회절시험

가공도를 달리하여 냉간가공한 시료와 가공한 다음 500~700℃ 사이의 온도에서 10분 역변태 어닐링처리한 시료에서의 오스테나이트의 체적분율은 X-선 회절시험법으로 측정하였다. 이 때 X-선 회절시험은 Cu-K α 선을 이용하여 2θ 를 10° ~ 80° 범위로 정하여 1° /min의 속도로 시험하였고, 이때 얻은 회절선도로부터 상대적분강도 값을 이용하여 체적분율을 구하였다⁶⁷⁾.

2.5 기계적 성질 측정

인장성질을 조사하기 위한 인장시험은 가공도를 달리하여 냉간 압연한 시료와 70% 냉간가공한 다음 온도를 달리하여 10분 역변태 어닐링처리한 시료로부터 방전가공에 의해 ASTM E-8의 규격을 따라서 평행부 길이가 50mm인 인장시험편을 제작한 다음 cross head speed를 2mm/min 정하여 시험하였다. 또한, 경도 시험은 미소경도 시험기를 사용하여 1kg의 하중으로 시험하였고, 경도 값은 5회 측정한 다음 평균하여 구하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직 관찰

Fig. 1은 본 연구에 사용된 고 Mn 오스테나이트 스테인리스강 공시재의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다.

오스테나이트 조직내에 부분적으로 쌍정들이 존재하고 있는 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있고, 이 결과로부터 전형적인 오스테나이트계 스테인리스강이 조직임을 알 수 있다^{67,68)}.

Fig. 2는 가공에 의해 생성되는 가공유기 마르텐사이트를 조사하기 위하여 시료를 70% 냉간 압연 한 다음 미세조직을 사진 a)는 광학현미경으로, 사진 b)는 주사전자현미경으로 조사하여 나타낸 것이다. 냉간가공에 의해 오스테나이트 조직이 마르텐사이트 조직으로 변태되는데 기인하여 두 사진에서 모두 마르텐사이트 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있다. 또한 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트는 특정 방향성을 지니며, 그리고 일부는 교차하면서 생성되어 있는 것을 알 수 있는 것을 알 수 있다. 뿐만 아니라 이와 같이 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트도 표면기복을 일으키면서 생성되어 있는 것을 알 수 있다^{67,69)}.

Fig. 3은 가공에 의해 생성되는 가공유기 마르텐사이트를 보다 상세히 결정학적으로 조사하기 위하여 오스테나이트 조직을 갖는 강을 30% 냉간 압연한 다음 미세조직을 투과전자현미경으로 조사하여 나타낸 것이다.

사진 a)는 명시야상으로 관찰하여 나타낸 것이고, b)는 명시야상과 암시야상에서 나타난 상의 제한시야 회절패턴(SADP)과 이를 분석하여 나타낸 것이며, c)는 암시야상으로 관찰하여 나타낸 것이다^{67,68)}.

이 투과전자현미경 관찰 결과로부터 오스테나이트 조직의 일부가 가공에 의해 BCT결정 구조를 갖는 α' - 마르텐사이트로 변태되고 있는 것을 알 수 있다. 또한, 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트는 밴드형상으로, 방향성을 띄

고 생성되어 있는 것을 알 수 있다.

한편 304 등과 같은 오스테나이트계 스테인리스강을 가공하면 α' -마르텐사이트가 생성되고 경우에 따라서는 감쇠능에 크게 영향을 미치는 것으로 알려진 HCP결정 구조를 갖는 ϵ -마르텐사이트도 생성된다고 알려져 있지만⁶⁸⁾ 본 연구에서는 ϵ -마르텐사이트는 관찰되지 않았다. 따라서 본 연구 범위 내에서는 고 Mn을 갖는 오스테나이트계 스테인리스강에서는 가공에 의해 ϵ -마르텐사이트는 생성되지 않는다고 판단된다⁶⁸⁾.

Fig. 5는 역변태 오스테나이트에 미치는 역변태 어닐링처리 온도의 영향을 조사하기 위하여 오스테나이트 조직을 갖는 시료를 70% 냉간가공 하여 대부분의 오스테나이트를 마르텐사이트로 변태 시킨 다음 투과전자현미경으로 조사하여 사진 a)에서는 550℃에서 역변태 처리 후 얻은 미세조직을 그 상의 제한시야 회절패턴(SADP)과 이를 분석한 결과를 함께 나타낸 것이며 b)에서는 700℃에서 10분 역변태 어닐링처리 하였을 때의 미세조직을 나타낸 것이다^{67,68)}.

두 시료가 동일하게 역변태 어닐링처리에 의해 가공에 의해 생성된 마르텐사이트의 일부가 오스테나이트로 변태되어 있는 것을 알 수 있고, 500℃에서 역변태 어닐링처리 한 시료에서는 마르텐사이트 조직에 역변태 된 오스테나이트가 함께 존재하고 있는 2상 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있는데 반하여 700℃에서 역변태 어닐링 처리한 시료에서는 역변태 된 오스테나이트의 단상 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있다. 또한 두 시료 모두 역변태 된 오스테나이트의 크기는 0.5 μm 보다도 크기가 적은 초미세립의 오스테나이트로 되어 있는 것을 알 수 있다. 또한 역변태 어닐링 온도가 높아질수록 역변태 되는 오스테나이트의 양도 많아지고 있다는 것을 알 수 있다⁶⁸⁾.

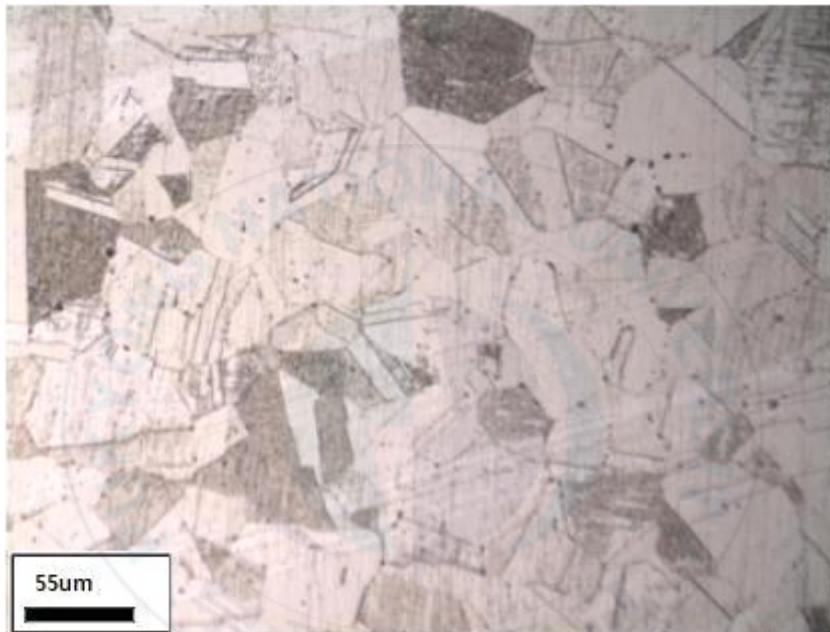


Fig. 1 Optical micrograph of high manganese austenitic stainless steel

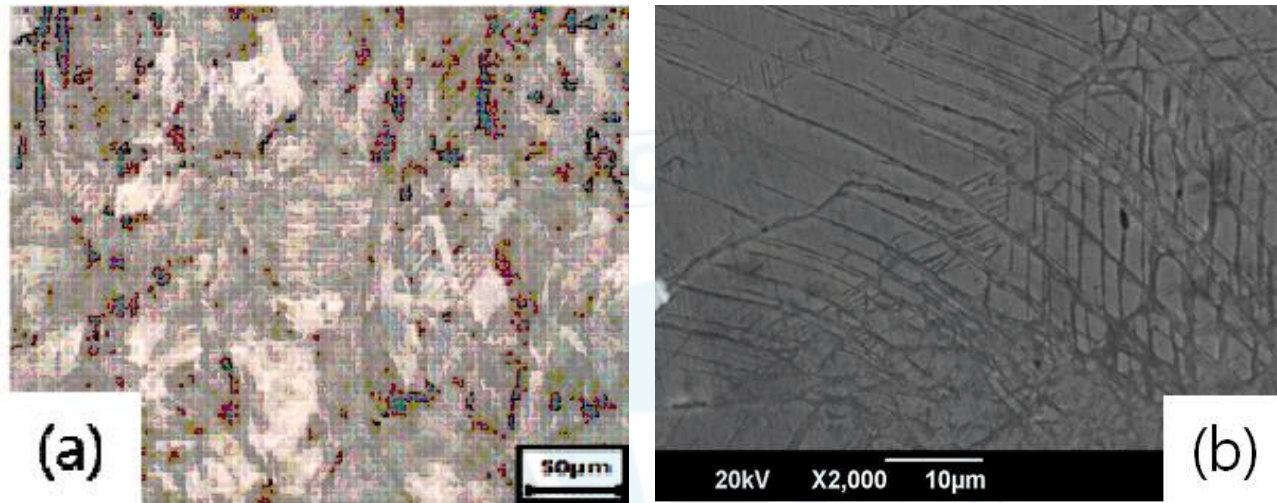


Fig. 2 Micrographs of 70% cold-rolled high manganese austenitic stainless steel: (a) optical; (b) SEM

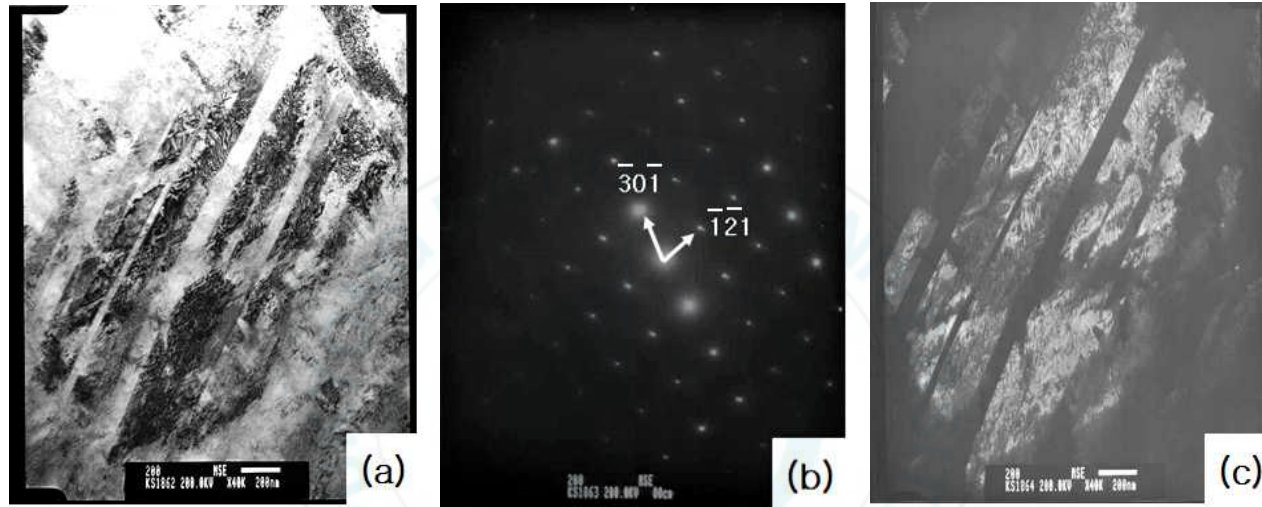


Fig. 3 TEM micrographs showing the deformation-induced martensite in 30% cold-rolled high manganese austenitic stainless steel: (a) bright field; (b) SADP by index; (c) dark field
Z=[23]

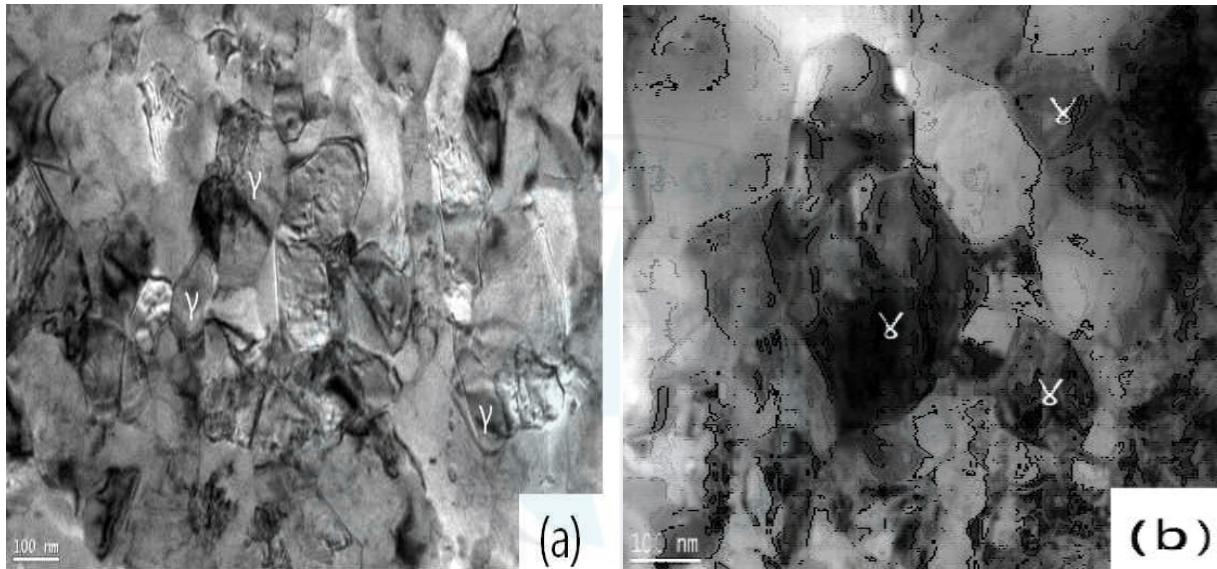


Fig. 4 TEM micrographs showing the effect of reverse treatment temperature in 70% cold-rolled high manganese austenitic stainless steel
(a) 550°C;(b) 700°C

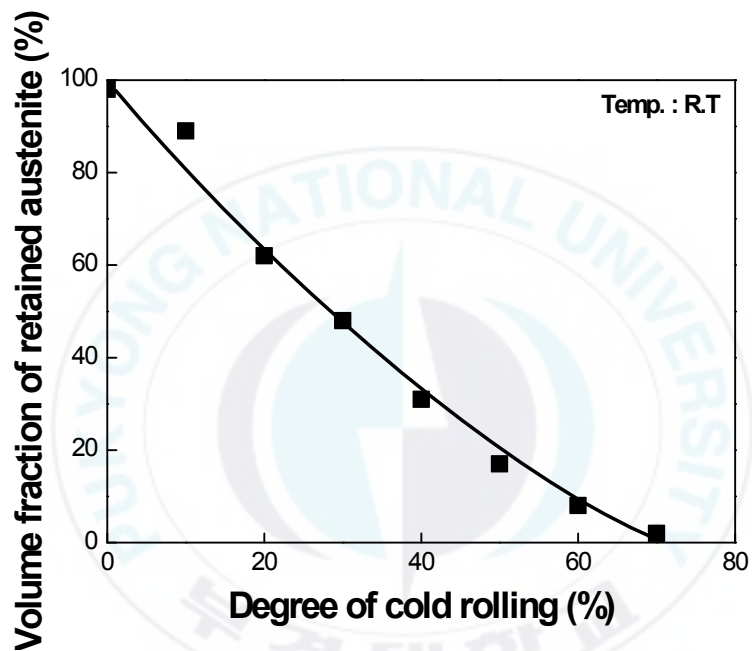


Fig. 5 Volume fraction of retained austenite as a function of degree of cold-rolling in high manganese austenitic stainless steel

3.2 잔류 및 역변태 오스테나이트의 변태 거동

이전의 실험 결과로부터 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 강을 가공하면 마르텐사이트가 생성되고, 가공량을 달리하여 가공하면 가공유기가 생성되는 마르텐사이트의 양이 달라지고 있는 것을 알 수 있었다. 또한 오스테나이트 조직을 갖는 강을 가공하여 마르텐사이트 조직을 만든 다음 500-700℃ 사이의 온도에서 역변태 어닐링처리하면 마르텐사이트가 오스테나이트 조직으로 역변태 되고 있을 뿐만 아니라 역변태 어닐링처리 온도에 따라 역변태 되는 오스테나이트의 양도 달라지고 있는 것을 알 수 있었다. 따라서 가공과 역변태 어닐링 처리에 따른 잔류 및 오스테나이트의 변태 거동을 조사 하였다⁶⁸⁾.

Fig. 6은 오스테나이트 조직을 갖는 강을 상온에서 가공도를 달리하여 냉간 압연 하였을 때 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되지 않고 남아 있는 잔류 오스테나이트 양의 변화를 조사하기 위하여 오스테나이트 단상 조직을 갖는 시료를 가공량을 달리하여 가공하였을 때 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되지 않고 잔류하고 있는 양을 조사하여 나타낸 것이다⁶⁸⁾.

가공량이 증가함에 따라 가공에 의해 오스테나이트 조직이 마르텐사이트 조직으로 변태되는데 기인되어 마르텐사이트로 변태되지 않고 남아있는 잔류 오스테나이트의 양은 빠르게 감소하고 있는 것을 알 수 있고, 가공량이 70% 정도가 되면 오스테나이트의 대부분이 마르텐사이트로 변태되고 있는 것도 알 수 가 있다. 따라서 이결과로부터 많은 Mn을 갖는 오스테나이트계 스테인리스 강은 상온에서 70% 정도 가공하면 대부분의 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되고 있는 것을 알 수 있다⁶⁸⁾.

Fig. 7은 역변태 오스테나이트의 변태거동에 영향을 미치는 역변태 어닐링 처리 온도의 영향을 조사하기 위하여 오스테나이트 조직을 갖는 시료를 70% 냉간압연 하여 오스테나이트 조직의 대부분을 마르텐사이트 조직으로 변태시킨 다음 500-700℃ 사이의 여러 온도에서 10분 어닐링처리 하였을 때 생성된 오스테나이트의 체적분율을 조사하여 나타낸 것이다⁶⁸⁾.

역변태 어닐링처리 온도가 증가함에 따라 역변태 된 오스테나이트의 양이

서서히 증가하다 빠르게 증가하고 있고 역변태 어닐링처리 온도가 700℃ 이상으로 높아지면 큰 변화가 없는 것을 알 수 있다. 또한 역변태 어닐링처리 온도가 700℃가 되면 97% 이상의 오스테나이트 조직이 마르텐사이트 조직으로 변태되고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 많은 Mn을 갖는 오스테나이트계 스테인리스강을 70% 가공하여 오스테나이트 조직의 대부분을 마르텐사이트로 변태시킨 다음 700℃에서 10분 역변태 어닐링처리하면 가공에 의해 생성된 마르텐사이트의 대부분이 오스테나이트 조직으로 변태되고 있는 것도 알 수 있다⁶⁸⁾.

이상의 결과로부터 많은 Mn을 갖는 상온에서 오스테나이트조직을 갖는 오스테나이트계 스테인리스강을 가공량을 달리하여 가공하면 가공량에 따라 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트의 양이 달라지는데 기인하여 마르텐사이트로 변태되지 않고 남아있는 잔류 오스테나이트와 가공유기 마르텐사이트의 양이 다른 2상 조직을 제조하는 것이 가능하다는 것을 알 수 있다.⁶⁷⁾ 또한 70% 냉간가공하여 오스테나이트 조직의 대부분을 마르텐사이트 조직으로 만든 다음 500℃에서 700℃ 사이의 온도에서 10분 역변태 어닐링 처리하면 체적분율이 다른 가공유기 마르텐사이트와 역변태된 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직을 갖는 강의 제조가 가능하다는 것을 알 수 있다.²⁶⁾

3.3 기계적 성질에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향

이상의 실험결과로부터 가공량을 달리하는 가공과 가공하여 오스테나이트를 마르텐사이트로 가공유기 변태시킨 다음 온도를 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 잔류 및 역변태 오스테나이트와 가공유기 생성된 마르텐사이트의 체적분율이 다른 2상 조직을 갖는 강의 제조가 가능한 것을 알 수 있다. 또한 이러한 2상 조직을 갖는 강에서 2상의 제조 방법 및 그 체적분율 변화는 그 강의 기계적 성질에도 영향을 미칠 것으로 판단된다. 따라서 이러한 상들과 이러한 상들의 체적분율 변화에 따른 기계적 성질 변화를 조사하였다⁶⁸⁾.

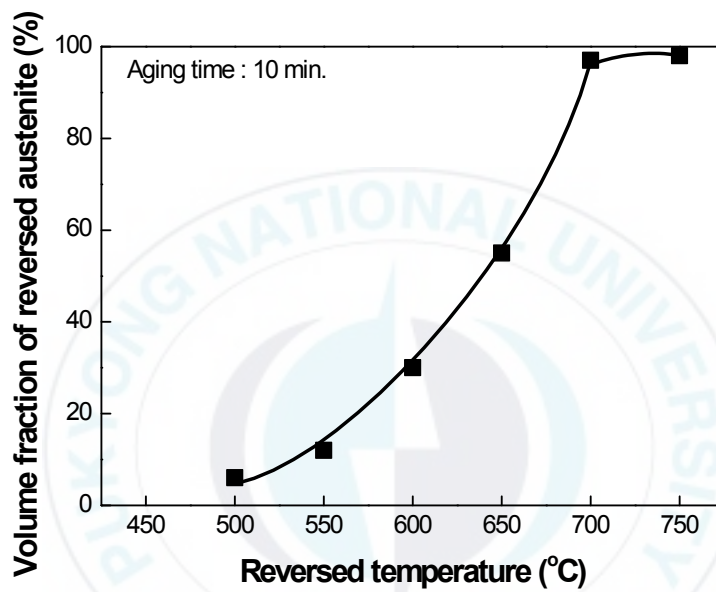


Fig. 6 Volume fraction of reversed austenite as a function of reverse treatment temperature in 70% cold-rolled high manganese austenitic stainless steel

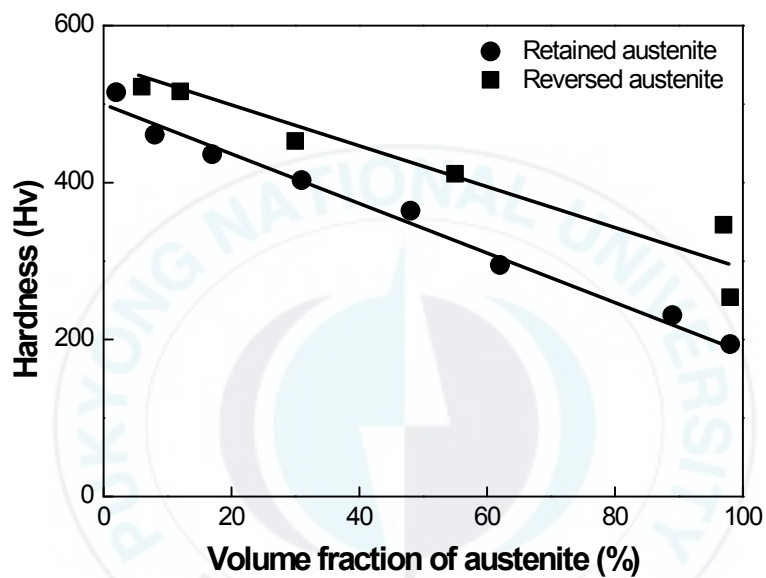


Fig. 7 Effect of retained and reversed austenite on the hardness of high manganese austenitic stainless steel with two phases of martensite and austenite

Fig. 8은 마르텐사이트와 잔류 및 역변태 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 Mn 오스테나이트계 스테인리스강에서 경도에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사하기 위하여 가공량을 달리하는 가공과 가공하여 오스테나이트를 마르텐사이트로 가공유기 변태시킨 다음 500℃-700℃ 사이의 온도에서 온도를 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 잔류 및 역변태 오스테나이트와 가공유기 생성된 마르텐사이트의 체적분율이 다른 2상 조직을 갖는 강을 만든 다음 경도를 조사하여 잔류 및 역변태 오스테나이트의 체적분율에 대해 나타낸 것이다⁶⁸⁾.

잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 경도 값은 비례적인 관계로 빠르게 감소하고 있는 것을 알 수 있다. 이와 같은 이유는 오스테나이트의 양이 많아지면 상대적으로 오스테나이트보다 강한 마르텐사이트의 양이 적어지기 때문이다^{78,70)}. 또한 동일 오스테나이트의 양에서 역변태 오스테나이트가 잔류 오스테나이트에 비해 경도가 높은 것을 알 수 있다. 이와 같은 이유는 역변태 오스테나이트는 가공에 의해 생성된 마르텐사이트가 어닐링처리에 의해 오스테나이트로 변태된 조직이기 때문에 내부에 전위 등과 결함들이 많이 존재하고 있지만, 역변태된 오스테나이트의 결정립의 크기가 약 0.2~0.5 μm 사이의 초 미세립으로 잔류 오스테나이트 결정립보다 대단히 적어 결정립 미세화에 기인되는 강인화 효과 때문이라 판단된다¹²⁾.

Fig. 9는 마르텐사이트와 잔류 및 역변태 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 Mn 오스테나이트계 스테인리스강에서 강도에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사하기 위하여 가공량을 달리하는 가공과 가공하여 오스테나이트를 마르텐사이트로 가공유기 변태시킨 다음 500℃-700℃ 사이의 온도에서 온도를 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 잔류 및 역변태 오스테나이트와 가공유기 생성된 마르텐사이트의 체적분율이 다른 2상 조직을 갖는 강을 만든 다음 강도를 조사하여 잔류 및 역변태 오스테나이트의 체적분율에 대해 나타낸 것이다⁶⁸⁾.

인장강도 역시 경도와 마찬가지로 잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증

가함에 따라 비례적인 관계로 빠르게 감소하고 있는 것을 알 수 있다. 또한 이러한 이유 역시 경도에서와 마찬가지로 역변태 오스테나이트는 가공에 의해 생성된 마르텐사이트가 어닐링처리에 의해 오스테나이트로 변태된 조직이기 때문에 내부에 전위 등과 결함들이 많이 존재하고 있지만, 역변태된 오스테나이트의 결정립의 크기가 약 $0.2 \sim 0.5 \mu\text{m}$ 사이의 초 미세립으로 잔류 오스테나이트 결정립보다 대단히 적어 결정립 미세화에 기인되는 강인화 효과 때문이라 판단된다¹²⁾.

Fig. 10은 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 고 Mn 스테인리스강의 연신율에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사하여 나타낸 것이다⁶⁸⁾.

연신율은 잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 서서히 증가하다 오스테나이트의 양이 20% 이상이 되면 빠르게 증가하고 있는 것을 알 수 있고, 동일 오스테나이트의 양에서 잔류 오스테나이트의 경우가 연신율이 약간 높은 것을 알 수 있지만 그 차이는 크지 않은 것을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 경도, 강도는 감소하고 연신율은 서서히 증가하다 빠르게 증가하고 있는 것을 알 수 있고, 이러한 이유는 오스테나이트의 양이 많아지면 상대적으로 오스테나이트보다 강한 마르텐사이트의 양이 적어지기 때문이라 판단된다^{68,70)}. 또한 동일 오스테나이트의 양에서 역변태 오스테나이트가 잔류 오스테나이트에 비해 경도와 강도가 높고 연신율이 약간 높은 경향을 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 이와 같은 이유는 역변태 오스테나이트는 가공에 의해 생성된 마르텐사이트가 어닐링처리에 의해 오스테나이트로 변태된 조직이기 때문에 내부에 전위 등과 결함들이 많이 존재하고 있지만 결정립의 크기가 약 $0.2 \sim 0.5 \mu\text{m}$ 사이의 초 미세립으로 잔류 오스테나이트보다 대단히 적어 결정립 미세화에 기인되는 효과 등이 작용하기 때문이라 판단된다^{12,13,68)}.

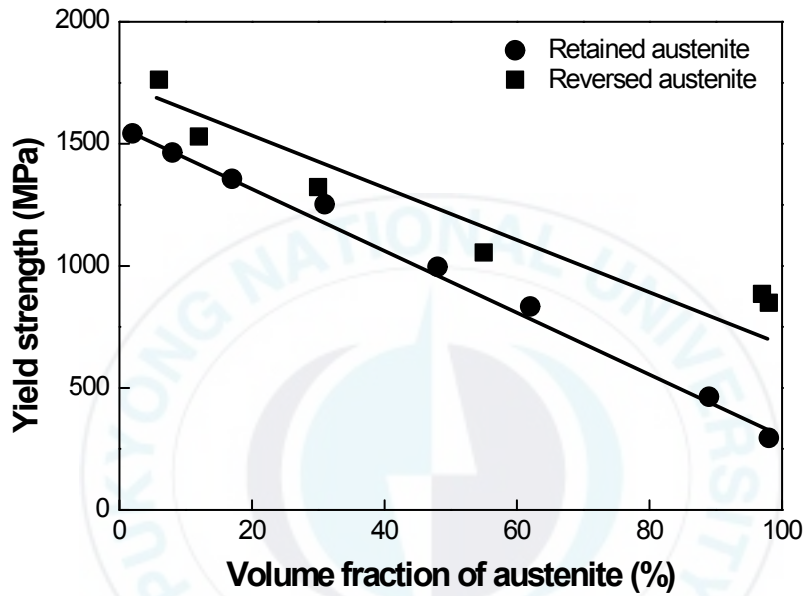


Fig. 8 Effect of retained and reversed austenite on the elongation in high manganese austenitic stainless steel with two phases of martensite and austenite

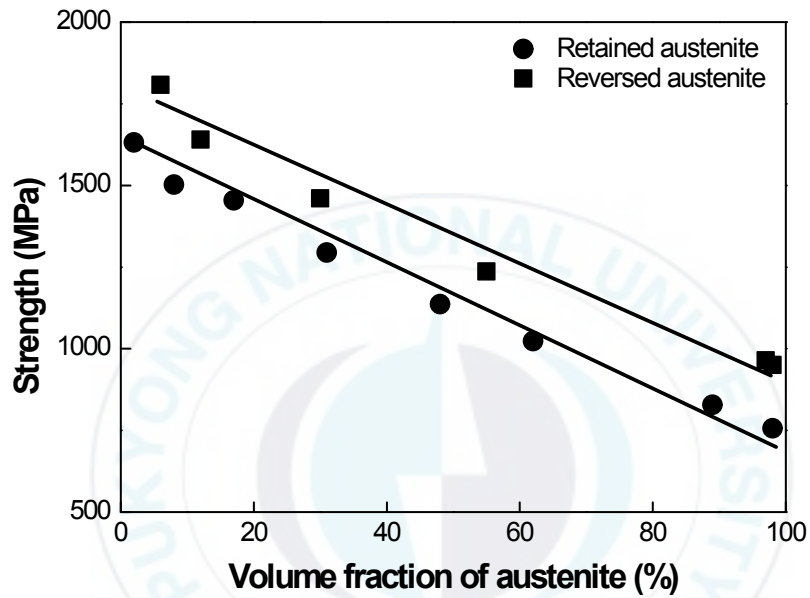


Fig. 9 Effect of retained and reversed austenite on the tensile strength in high manganese austenitic stainless steel with two phases of martensite and austenite

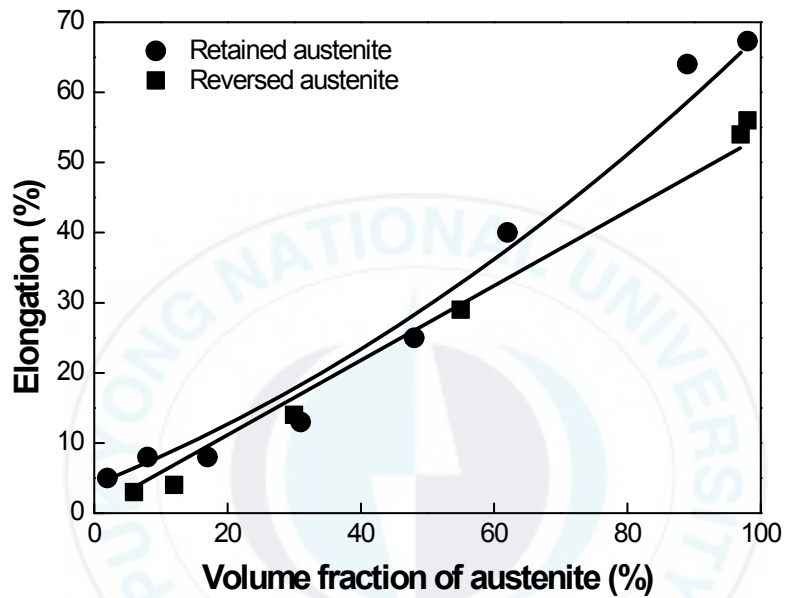


Fig. 10 Effect of retained and reversed austenite on the tensile strength in high manganese austenitic stainless steel with two phases of martensite and austenite

4. 결론

마르텐사이트와 잔류 및 역변태 오스테나이트가 함께 존재하고 있는 2상 혼합조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강의 기계적 성질에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강은 가공량을 달리하는 냉간 압연에 의해 얻어졌다.
2. 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강은 가공한 다음 온도를 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 얻어졌다.
3. 역변태 어닐링처리에 의해 $0.5\mu\text{m}$ 보다 적은 초 미세립의 오스테나이트가 생성되었다.
3. 잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 경도와 강도는 빠르게 감소하고, 연신율은 빠르게 증가하였다.
4. 동일 역변태 및 잔류 오스테나이트이 양에서 역변태 오스테나이트가 잔류 오스테나이트 보다 경도와 강도 및 연신율이 높게 나타났다.
5. 경도, 강도 및 연신율은 잔류 오스테나이트보다 역변태 오스테나이트에 더 크게 영향을 받았다.

제 IV 장

고 Mn 스테인리스강의 감쇠능에 미치는 잔류
및 역변태 오스테나이트의 영향

1. 서론

상온에서 FCC 결정구조를 갖는 오스테나이트계 스테인리스강은 항복강도가 낮아 공업용 구조재로서 다양하게 사용되지 못하고 있다. 때문에 강도를 높여 사용범위를 확대하려는 많은 연구가 수행되어 왔다^{12-14, 66)}.

이러한 강에서 강도를 높일 수 있는 방법으로서 합금원소 첨가에 의한 고용 강화와 석출강화를 생각 할 수 있지만⁹⁾ 합금원소 첨가에 따른 가격 상승 및 용접성 등이 낮아지는 등의 문제가 발생되고, 열처리에 의한 방법도 상온에서 오스테나이트 조직으로 되어 있기 때문에 가열과 냉각에 따른 상변태가 일어나지 않아 어렵다. 따라서 오스테나이트 조직을 가공에 의해 마르텐사이트 조직으로 변태시킨 다음 역변태 처리하여 초 미세립 오스테나이트로 만들거나^{12, 13)} 또는 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직으로 만드는 방법을 생각할 수 있다¹⁵⁾.

마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직으로 만드는 방법은 오스테나이트 조직을 갖는 강을 가공온도와 가공량을 달리하는 가공에 의해 오스테나이트를 전부 마르텐사이트로 가공유기변태시키지 않고 일부 잔류시켜 (잔류 오스테나이트) 만들 수 있고^{12, 13)}, 가공에 의해 전부 마르텐사이트로 만든 다음 온도와 시간을 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 마르텐사이트의 일부를 오스테나이트로 역변태시켜(역변태 오스테나이트) 만들 수 있다¹⁵⁾. 그러나 이와 같이 제조방법을 달리하여 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강을 만들게 되면 제조방법에 따라 마르텐사이트와 오스테나이트 조직의 성상이 달라지게 되고¹⁵⁾ 그 결과 오스테나이트계 스테인리스강이 갖는 감쇠능도 달라질 것으로 판단된다. 그러나 아직 이러한 2상 조직을 갖는 강에서 감쇠능에 미치는 오스테나이트의 영향을 제조방법에 따라 비교하여 연구한 논문은 없다. 그러나 2상 조직을 갖는 스테인리스강에서 강도와 감쇠능의 우수한 조합을 갖는 강을 설계하기 위해서는 기계적 성질과 감쇠능에

미치는 제조방법에 따라 달리 얻어지는 오스테나이트의 영향을 조사할 필요성이 있다.

따라서 본 연구는 재료의 가격을 낮추기 위하여 Ni을 낮추는 대신에 Mn을 많이 첨가한 오스테나이트계 스테인리스강을 사용하여 상온에서 가공과 가공한 다음 역변태 어닐링처리하는 2가지 방법으로 마르텐사이트와 잔류 또는 역변태 오스테나이트가 존재하는 2상 조직으로 만든 다음 감쇠능에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사하였다⁷⁰⁾.



2. 실험방법

2.1 시료

본 연구에 사용된 시료는 Cr이 약 14%, Ni이 약 5% 그리고 Ni의 양을 낮추는 대신에 Mn이 6% 첨가되어 있는 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 고 Mn 스테인리스강 공시재를 구입하여 사용하였다. 실험에 사용된 시료의 화학조성을 표 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical composition of specimen(wt. %)

C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	Co
0.06	0.01	0.08	0.6	6.2	5.6	14.2	1.91	0.1	0.16

2.2 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직 강의 제조

가공유기 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 강은 상온에서 가공도를 달리하는 냉간압연에 의해 가공에 의해 생성된 가공유기 마르텐사이트와 마르텐사이트로 변태되지 않고 잔류하고 있는 오스테나이트가 공존하도록 하여 제조하였다. 이에 반하여 가공유기 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 강의 제조는 오스테나이트 조직으로 되어 있는 강을 상온에서 70% 냉간압연하여 오스테나이트의 97% 이상을 마르텐사이트로 변태시킨 후 500~700℃ 사이의 온도에서 10분 역변태 어닐링처리하여 마르텐사이트의 일부를 오스테나이트로 역변태 시켜서 가공유기 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트가 공존하는 2상 강을 제조하였다

2.3 미세조직 관찰

냉간압연한 시료의 미세조직은 광학현미경, 주사전자현미경 및 투과전자현미경(Hitach, 200kV) 등을 사용하여 관찰하였다. 또한 냉간가공 한 다음 온도

를 달리하여 역변태 어닐링처리한 시료의 미세조직도 투과전자현미경으로 관찰하였다. 이때 투과전자현미경(Hitach, 200kV) 관찰은 시료를 박막으로 만든 다음 jet 연마후 관찰하였다.

2.4 미세조직의 정량분석

가공도를 달리하여 냉간가공한 시료와 가공한 다음 500~700℃ 사이의 온도에서 10분 역변태 어닐링처리한 시료에서의 오스테나이트의 체적분율은 X-선 회절시험법으로 측정하였다. 이 때 X-선 회절시험은 Cu-K α 선을 이용하여 2θ 를 $10^\circ \sim 80^\circ$ 범위로 정하여 $1^\circ/\text{min}$ 의 속도로 시험하였고, 이때 얻은 회절선도로부터 상대적분강도 값을 이용하여 체적분율을 구하였다¹⁵⁾.

2.5 감쇠능 측정

가공도를 달리하여 냉간 압연한 시료와 70% 냉간가공한 다음 온도를 달리하여 10분 역변태 어닐링처리한 시료로부터 방전가공에 의해 $2 \times 20 \times 120$ mm 크기의 시험편으로 가공한 다음 어닐링처리 후 횡형 진동법을 이용하는 진동감쇠능 측정장치(진공이화학, IFT-1500)를 사용하여 측정하였다. 이 방법은 시험편에 진동을 가한 후 시간에 따른 진동의 진폭 변화를 potentiometer로 감지하고, 이를 증폭기와 A/D converter를 통하여 digital 신호로 변환시켜 컴퓨터에 입력한 후 noise는 filtering 하여 제거한 다음 분석된 결과를 계산용 프로그램에 입력하여 strain에 따른 대수감쇠율($\delta = 1/n \ln A_0/A_n$, 여기서 n: 파수, A_0 : 최초 파의 진폭, A_n : n번째 파의 진폭)을 구하는 방법¹⁰⁾이다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직

Fig. 1은 본 연구에 사용된 공시재인 고 Mn 오스테나이트 스테인리스강의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다⁷⁰⁾.

오스테나이트 조직내에 부분적으로 쌍정들이 존재하고 있는 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있고, 이 결과로부터 전형적인 오스테나이트계 스테인리스강이 조직임을 알 수 있다.

Fig. 2는 가공에 의해 생성되는 가공유기 마르텐사이트를 조사하고, 또한 가공유기 생성되는 마르텐사이트에 미치는 영향을 조사하기 위하여 오스테나이트 조직을 갖는 시료를 가공량을 달리하여 가공한 다음 광학현미경으로 조사하여 나타낸 것이다.

두 시료가 동일하게 가공에 의해 오스테나이트의 일부가 마르텐사이트로 변태 되는데 기인되어 오스테나이트 조직에 마르텐사이트가 함께 존재하고 있는 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있다. 또한 가공량이 많은 40% 냉간압연한 시료가 가공량이 적은 20% 냉간압연한 시료에 비해 가공에 의해 생성된 마르텐사이트의 양이 많은 것을 알 수 있다⁷⁰⁾.

Fig. 3은 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트를 보다 상세히 조사하기 위하여 70% 냉간압연한 시료의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다.

가공에 의해 생성된 마르텐사이트가 특정 방향성을 지니고, 있으면서 그리고 표면기복을 일으키면서 생성되어 있는 것을 알 수 있다. 또한 마르텐사이트는 부분적으로 서로 교차하며 생성되어 있는 것을 알 수 있다^{17,70)}.

이상의 미세조직관찰 결과로부터 가공에 의해 생성되는 가공유기 마르텐사이트는 특정한 방향성을 지니고, 표면기복을 일으키면서 생성되고 있는 것을 알 수 있다. 뿐만 아니라 가공에 의해 생성되는 가공유기 마르텐사이트는 가

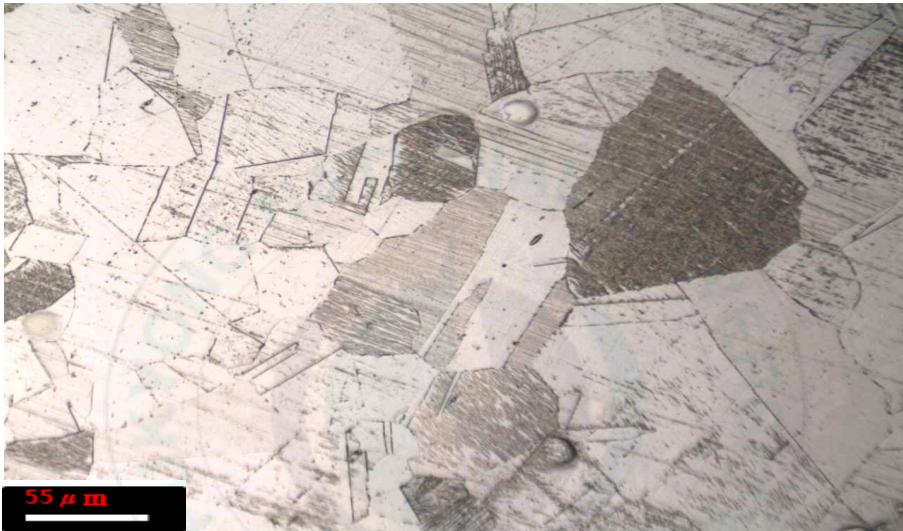


Fig. 1 Optical micrograph of high manganese austenitic stainless steel.

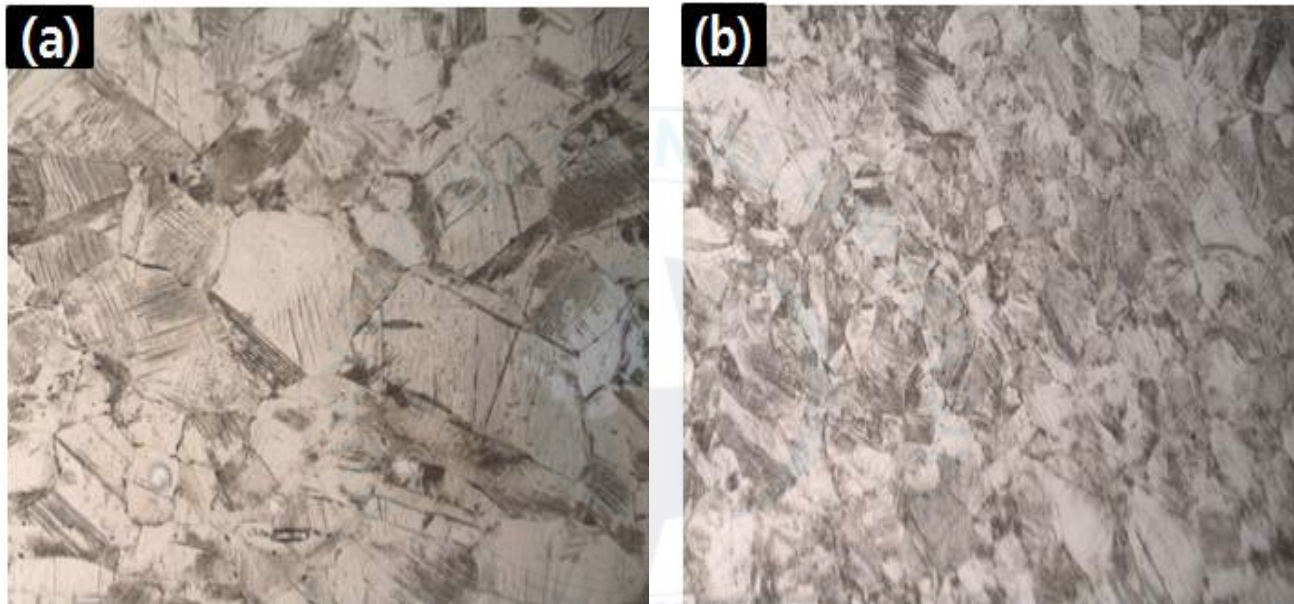


Fig. 2 Optical micrographs showing the degree of deformation in high manganese austenitic stainless steel.

(a) 20% rolling, (b) 40% rolling.

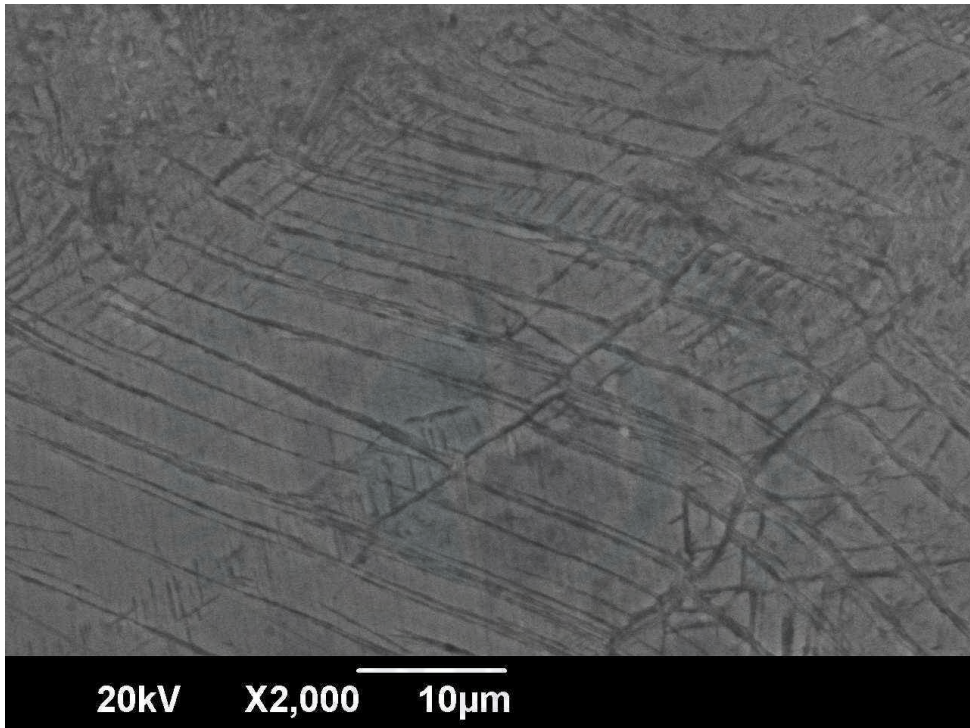


Fig. 3 SEM micrograph of 70% cold rolled high manganese austenitic stainless steel.

의 량이 많아질수록 많이 생성되고 있는 것을 알 수 있다.

3.2 잔류 및 역변태 오스테나이트

Fig. 4는 오스테나이트 조직을 갖는 강을 가공하여 가공유기 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 강으로 만들기 위하여 30% 냉간 압연 하였을 때의 미세조직을 투과전자현미경으로 조사하여 나타낸 것이다.

사진 a)는 명시야상으로 관찰하여 나타낸 것이고, b)는 암시야상으로 관찰하여 나타낸 것이며 c)는 명시야상과 암시야 상에서 나타낸 상의 제한시야 회절패턴(SADP)과 이를 분석하여 나타낸 것이다⁷⁰⁾.

이 결과로부터 오스테나이트 조직의 일부가 가공에 의해 BCT결정 구조를 갖는 α' - 마르텐사이트로 변태되고 있는 것을 알 수 있을 뿐만 아니라, 이에 기인되어 가공에 의해 마르텐사이트로 변태되지 않고 잔류하고 있는 오스테나이트 조직과 가공에 의해 생성된 마르텐사이트 조직이 함께 존재하고 있는 2상 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있다. 또한, 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트는 밴드형상으로, 방향성을 띄고 생성되어 있는 것을 알 수 있다. 한편 오스테나이트계 스테인리스강을 가공하면 α' -마르텐사이트가 생성되고 경우에 따라서는 감쇠능에 크게 영향을 미치는 것으로 알려진 ϵ -마르텐사이트도 생성된다고 알려져 있지만⁷¹⁾ 본 연구에서는 ϵ -마르텐사이트는 관찰되지 않았다. 따라서 고 Mn을 갖는 오스테나이트계 스테인리스강에서는 가공에 의해 ϵ -생성되지 않는다고 판단된다.

Fig. 5는 가공유기 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트가 함께 존재하는 2상조직강을 만들기 위하여 오스테나이트 조직을 갖는 시료를 70% 냉간가공 한 다음 550℃와 650℃에서 10분 역변태 어닐링처리 하였을 때의 미세조직을 투과전자현미경으로 조사하여 나타낸 것이다⁷⁰⁾.

두 시료가 역변태 어닐링처리에 의해 가공에 의해 생성된 마르텐사이트의 일부가 오스테나이트로 변태되는데 기인되어 마르텐사이트 조직에 역변태 된 오스테나이트가 함께 존재하고 있는 2상 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있

고, 이러한 역변태 된 오스테나이트의 크기는 $0.5\mu\text{m}$ 보다도 크기가 적은 추미세립의 오스테나이트임을 알 수 있다. 또한 역변태 어닐링 온도가 높은 650°C 의 경유가 550°C 경우 보다도 역변태된 오스테나이트의 양이 많은 것을 알 수 있다. 따라서 역변태 어닐링 처리 온도가 높아질수록 역변태 되는 오스테나이트의 양이 많아지고 있는 것도 알 수 있다⁷⁰⁾.

Fig. 6은 가공유기 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직강을 만들기 위하여 가공하였을 가공량에 따른 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트와 마르텐사이트로 변태되지 않고 잔류하고 있는 오스테나이트의 변태 거동을 조사하기 위하여 시료를 가공량을 달리하여 가공한 다음 마르텐사이트와 오스테나이트의 양을 조사하여 가공량에 대해 나타낸 것이다.

가공에 의해 마르텐사이트가 생성되고 있으며, 이 마르텐사이트는 가공량이 증가함에 따라 오스테나이트 조직이 마르텐사이트로 변태되는 양이 많아지는데 기인되어 마르텐사이트의 양은 빠르게 증가하고 있는데 반하여 마르텐사이트로 변태되지 않고 남아있는 오스테나이트의 양은 빠르게 감소하고 있는 것을 알 수 있다^{70,72)}.

Fig. 7은 가공유기 생성된 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강을 만들기 위하여 70% 냉간압연한 시료를 $500\sim 700^{\circ}\text{C}$ 사이의 여러 온도에서 10분 역변태 어닐링처리 하였을 때 생성된 역변태 오스테나이트의 양과 역변태되지 않고 남아있는 가공유기 마르텐사이트의 양을 조사하여 조사하여 나타낸 것이다^{70,72)}.

역변태 어닐링처리에 의해 마르텐사이트가 오스테나이트로 변태되고 있으며, 역변태 어닐링처리 온도가 증가함에 따라 역변태 된 오스테나이트의 양이 서서히 증가하다 550°C 이상이 되면 빠르게 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 또한 이에 기인하여 마르텐사이트의 양은 반대의 경향을 나타내고 있는 것을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하고 있는 2상 조직 강의 제조는 오스테나이트 조직을 갖는 강을 가공온도와 가공량을 달리

하는 가공에 의해 제조가 가능할 뿐만 아니라, 냉간가공에 의해 오스테나이트 조직을 마르텐사이트로 변태시킨 다음 온도와 시간을 달리하는 역변태 어닐링 처리에 의해서도 제조가 가능함을 알 수 있다^{67,70,72)}.

3.3 감쇠능에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향

Fig. 8은 가공유기 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트가 함께 존재하는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강에서 감쇠능에 미치는 가공유기 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트의 영향을 조사하기 위하여 오스테나이트 조직을 갖는 시료를 냉간압연량을 달리하여 냉간압연한 다음 감쇠능을 조사하여 나타낸 것이다⁷⁰⁾.

가공량이 증가함에 따라 내부마찰계수가 빠르게 감소하고 있는 것을 알 수 있다. 또한 이와 같은 이유는 이전 Fig. 6의 결과인 가공량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트의 체적분율이 감소하는 거동과 비슷한 것을 알 수 있고 이러한 결과로부터 가공량이 증가함에 따라 감쇠능이 감소하는 마르텐사이트보다 진동 감쇠능이 우수한 연한상인 오스테나이트의 양이 감소하기 때문이라 판단된다^{70,72)}.

Fig. 9는 가공 마르텐사이트와 역변태된 오스테나이트 2상 조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트 스테인리스강에서 감쇠능에 미치는 가공유기 마르텐사이트와 역변태된 오스테나이트의 영향을 조사하기 위하여 오스테나이트 조직을 갖는 강을 70% 냉간압연하여 97% 이상의 마르텐사이트로 만든 다음 500℃에서 70 0℃ 사이의 여러 온도에서 10분 역변태 어닐링처리한 다음 감쇠능을 조사하여 나타낸 것이다⁷⁰⁾.

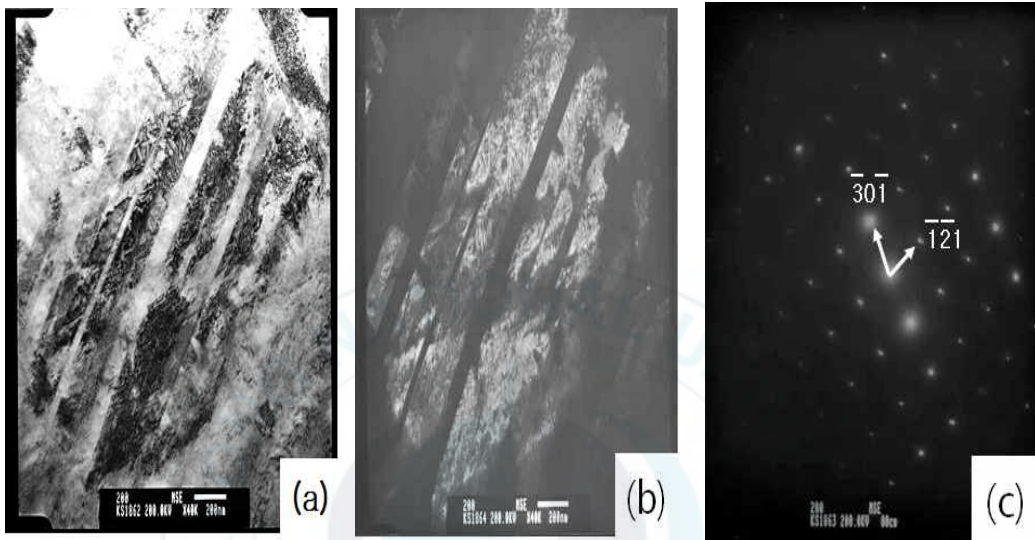


Fig. 4 TEM micrographs showing the deformation induced martensite in 30% cold rolled high manganese austenitic stainless steel.

(a) Bright field

(b) Dark field

(c) SADP and Indexing of SADP(BCT), $Z=[\bar{2}3]$.

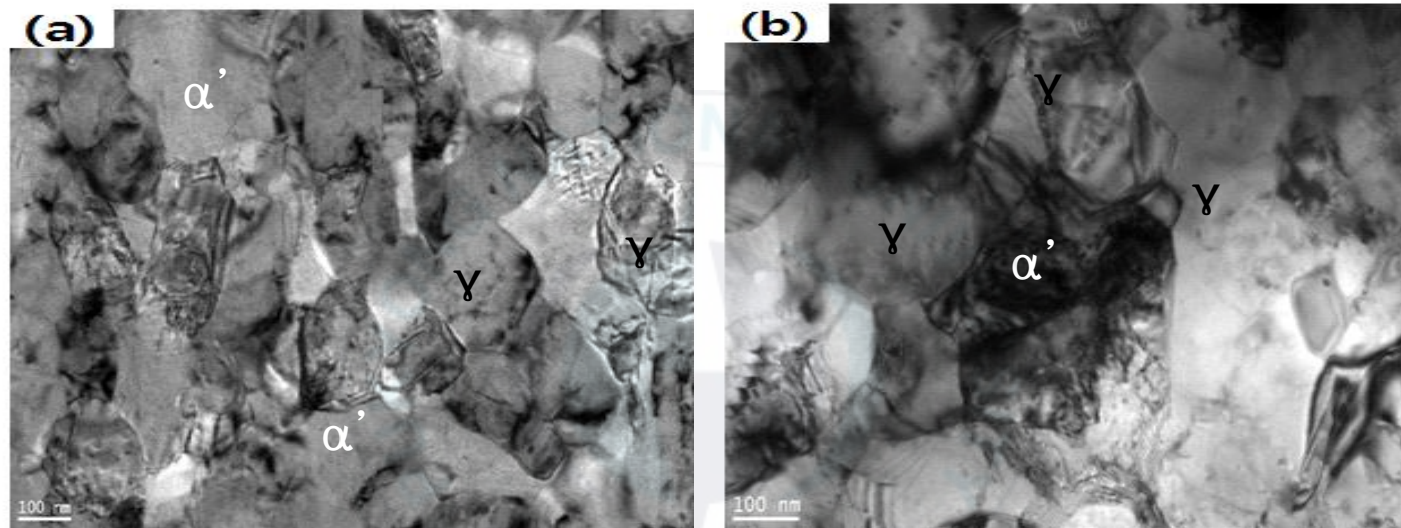


Fig. 5 TEM micrographs showing the effect of reverse treatment temperature in 70% cold rolled high manganese austenitic stainless steel.
(a) 550°C, (b) 650°C.

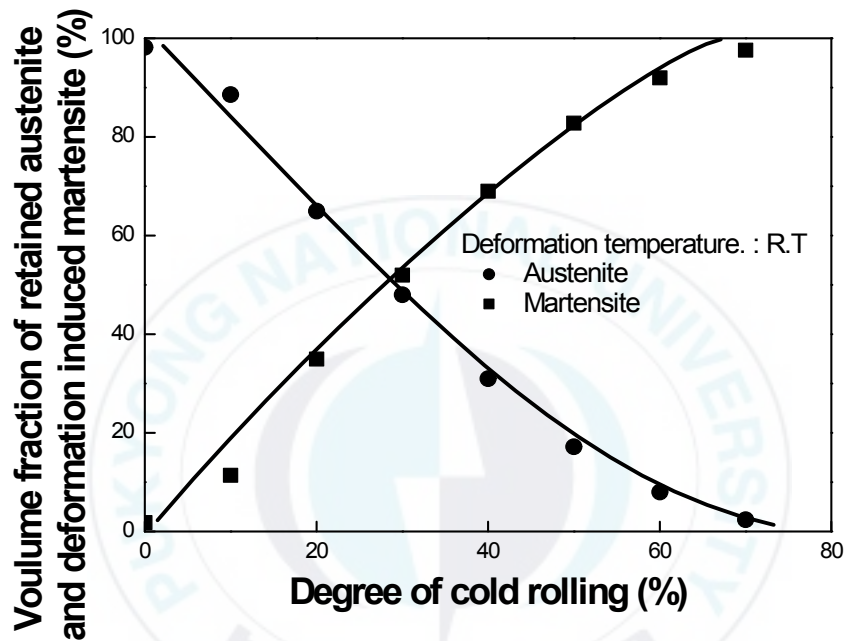


Fig. 6 Effect of degree of cold rolling on the retained austenite and deformation induced martensite in high manganese austenitic stainless steel.

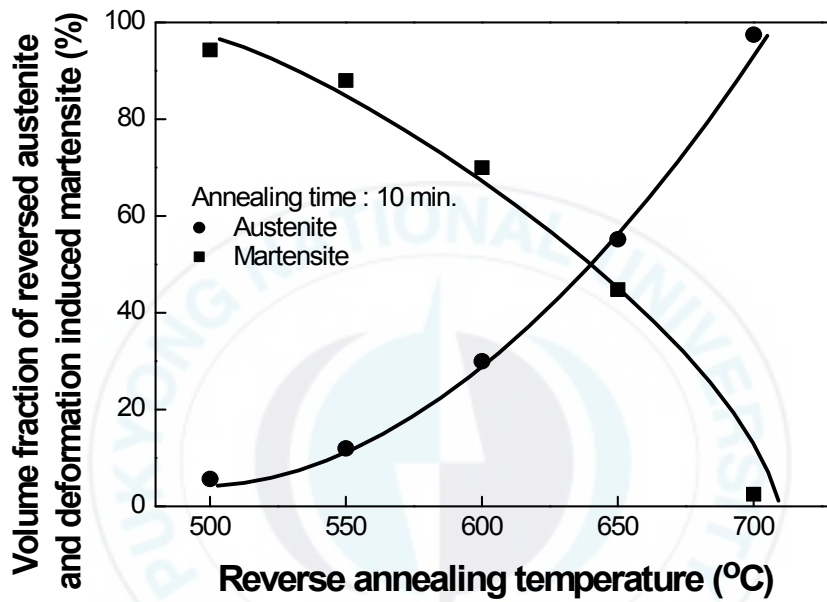


Fig. 7 Effect of reverse annealing time on the volume fraction of reversed austenite and deformation induced martensite in 70% cold rolled high manganese austenitic stainless steel.

역변태 어닐링처리 온도가 증가함에 따라 내부마찰계수는 서서히 증가하다 550℃ 이상이 되면 빠르게 증가하고 있다. 또한 이러한 거동은 Fig. 7의 결과에서 알 수 있는 바와 같이 역변태 어닐링처리 온도가 증가함에 따라 감쇠능이 증가하는 거동과 비슷한 것을 알 수 있고, 이러한 결과로부터 역변태 어닐링처리 온도가 증가함에 따라 감쇠능이 증가하는 거동은 오스테나이트의 체적분율이 증가하는데 기인된다고 판단된다^{70,72)}

이상의 결과로부터 가공유기 마르텐사이트와 잔류 또는 역변태 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 강에서 감쇠능은 잔류 및 역변태 오스테나이트에 크게 영향을 받고 있다고 판단된다. 따라서 감쇠능에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사하였다⁷⁰⁾

Fig. 10은 마르텐사이트와 잔류 또는 역변태 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 고 Mn 스테인리스강의 감쇠능에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사하기 위하여 Fig. 8과 9의 실험에서 얻은 감쇠능과 잔류 및 역변태 오스테나이트 양과의 상호관계를 조사하여 나타낸 것이다.

잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 감쇠능은 비례적으로 빠르게 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 또한 오스테나이트의 양이 적은 경우는 감쇠능의 차이가 크게 나타나고 있지 않지만, 오스테나이트의 양이 많아지면 잔류 오스테나이트 보다 역변태 오스테나이트의 경우가 감쇠능이 높고 감쇠능이 증가하는 속도도 빠른 것을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 마르텐사이트와 잔류 또는 역변태 오스테나이트 2상 조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트 스테인리스강에서 감쇠능은 잔류 또는 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 이와 같은 이유는 마르텐사이트는 내부에 많은 전위들과 같은 결함을 지니고 있기 때문에 이들의 상호 작용 때문에 전위 이동이 어렵게 되어 진동에너지를 소실하기 어려워 감쇠능은 낮다. 그러나 오스테나이트 조직이 되면 오스테나이트 내에는 전위 등과 같은 결함이 적게 되어 전위 이동이 용이해지고 그결과 진동에너지

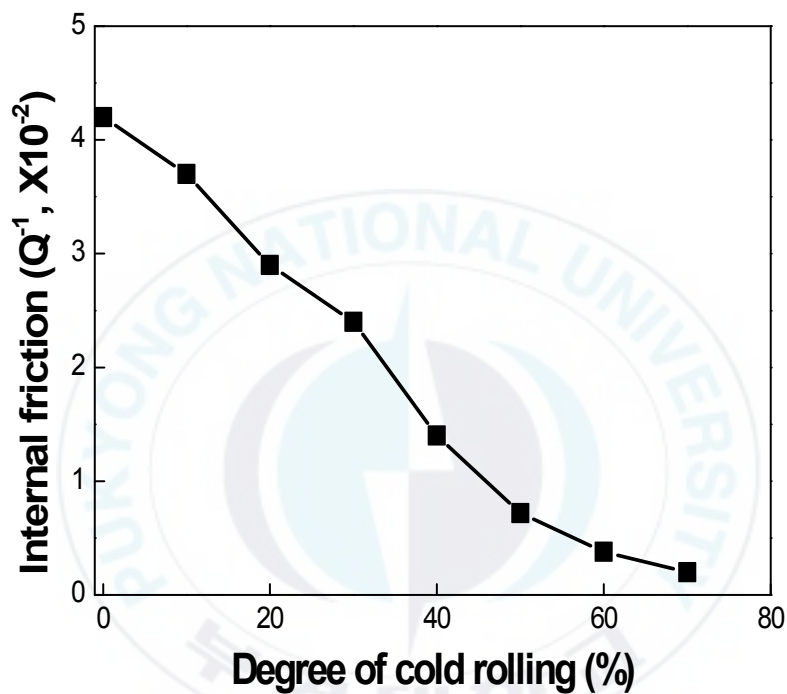


Fig. 8 Effect of degree of cold rolling on the internal friction of high manganese austenitic stainless steel.

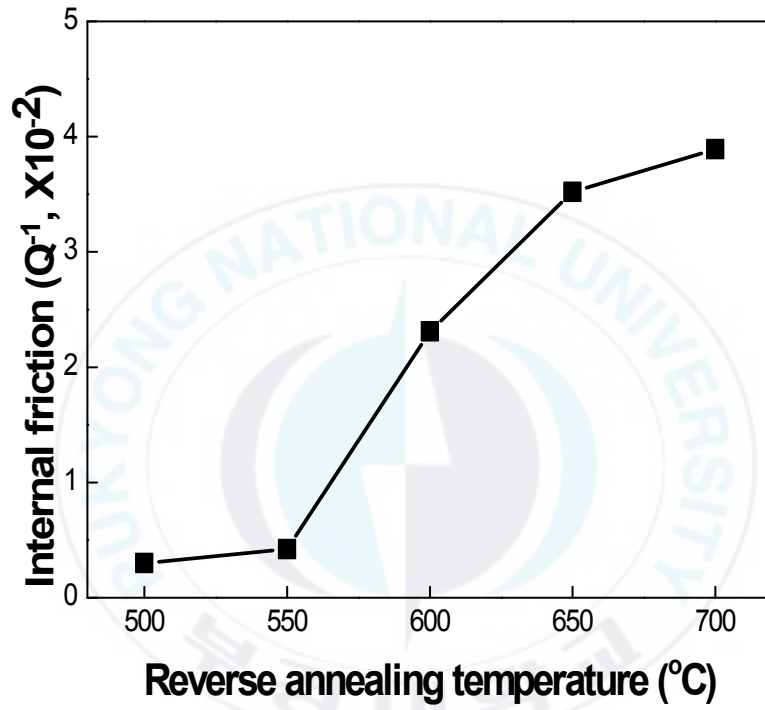


Fig. 9 Effect of reverse annealing temperature on the internal friction of 70% cold rolled high manganese austenitic stainless steel.

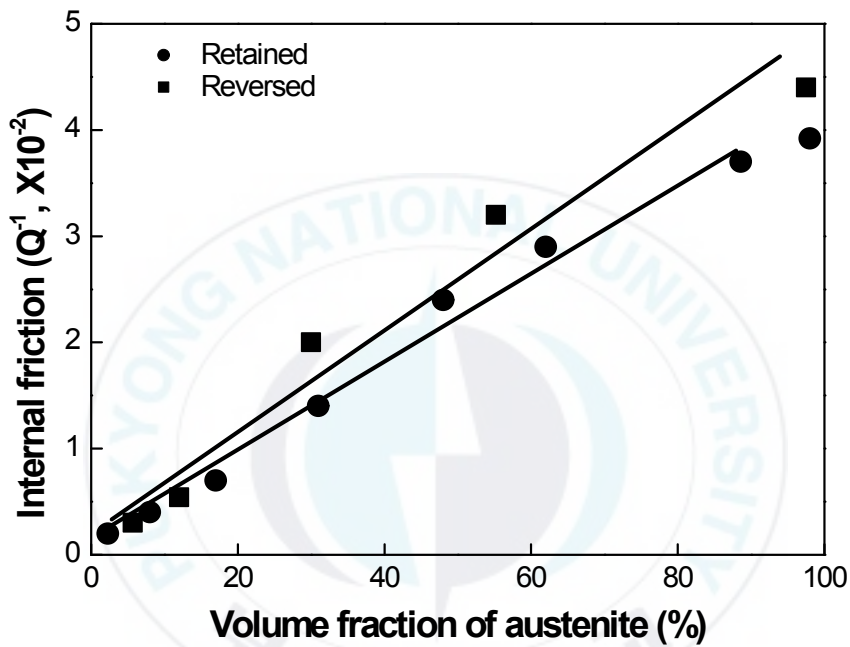


Fig. 10 Effect of retained and reversed austenite on the internal friction in high manganese austenitic stainless steel with two phase of martensite and austenite.

를 쉽게 소실 할 수 있다. 뿐만 아니라 오스테나이트내는 쌍정과 적층결함 들이 존재하고 있어 오스테나이트와 쌍정 및 적층결함의 계면 등이 진동에너지에 의해 용이하게 이동할 수 있어 진동 에너지를 쉽게 소실할 수 있어 잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 많아질수록 감쇠능은 증가한다고 생각된다^{70,73,)}.

한편 오스테나이트의 양이 많아지면 잔류 오스테나이트 보다 역변태 오스테나이트의 경우가 감쇠능이 높고, 감쇠능이 증가하는 속도도 빠른 것을 알 수 있다. 또한 이러한 이유는 잔류 오스테나이트 내에는 오스테나이트가 가공의 영향을 받았지만 마르텐사이트로 변태되지 않고 남아있기 때문에 가공에 의해 전위 등과 같은 많은 결함들이 도입되어 있다. 이에 반하여 역변태 오스테나이트는 가공에 의해 생성된 마르텐사이트가 어닐링처리에 의해 오스테나이트로 역변태 되었기 때문에 오스테나이트내 전위 등과 같은 결함의 농도가 잔류 오스테나이트보다는 낮다. 따라서 역변태 오스테나이트내 존재하는 전위의 용이할 뿐만 아니라, 오스테나이트와 쌍정 경계, 적층결함의 경계 등의 이동도 용이하여 진동 에너지를 쉽게 소실할 수 있기 때문이라 판단된다^{67,70,72)}.

4. 결론

마르텐사이트와 잔류 또는 역변태 오스테나이트가 함께 존재하고 있는 2상 혼합조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강의 감쇠능에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강은 가공량을 달리하는 압연에 의해 얻어졌다.
2. 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강은 가공 후 온도와 시간을 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 얻어졌다.
3. 가공량이 증가할수록 잔류 오스테나이트의 양과 감쇠능은 빠르게 감소하였고, 역변태 온도가 높아질수록 역변태 오스테나이트의 양과 감쇠능은 빠르게 증가하였다
4. 잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 감쇠능은 빠르게 증가하였다.
5. 동일 역변태 및 잔류 오스테나이트이 양에서 역변태 오스테나이트가 잔류 오스테나이트 보다 감쇠능은 높게 나타났다. 따라서 감쇠능에는 역변태 오스테나이트가 잔류오스테나이트 보다 더 크게 영향을 미쳤다.

제 V 장

오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 갖는
202 스테인리스강의 공식에 미치는
오스테나이트의 영향

1. 서론

304 등과 같은 기존의 오스테나이트계 스테인리스강은 Cr과 Ni 등과 같은 합금원소가 많이 첨가되어 있어 가격이 높은 것이 단점이다. 따라서 이러한 가격이 높은 단점을 해결하기 위한 방법으로서 Cr과 Ni의 양을 낮추는 대신에 Mn을 많이 첨가하여 만든 강종이 고 Mn을 갖는 202 오스테나이트계 스테인리스강이다.

202 스테인리스강도 304 등과 같은 기존 오스테나이트강과 같이 내식성, 가공성 등이 우수하여 여러 산업분야에서 304 등과 같은 스테인리스강을 대체하여 많이 사용되고 있다⁷⁴⁾. 그러나 역시 항복강도가 낮아 내식성과 강도가 동시에 요구되는 산업분야의 구조재로서는 사용에 제한을 받고 있다. 따라서 이 강에서도 강도를 높일 수 있는 적절한 방법이 강구되어야 할 필요성이 있다.

이러한 강에서 강도를 높일 수 있는 방법으로서는 오스테나이트를 가공에 의해 마르텐사이트로 변태시킨 후 역변태처리 하여 300nm크기 이하의 초 미세립 오스테나이트로 만들어 강인화 하는 방법이 가장 이상적인 방법이다²⁾. 그러나 여러 온도에서 가공량을 달리하여 가공하거나, 가공하여 오스테나이트 조직을 마르텐사이트 조직으로 만든 후 온도와 시간을 달리하는 역변태 어닐링처리^{3, 12, 13, 75)} 하거나 또는 가공과 역변태 어닐링처리를 함께하는 가공열처리하여⁶⁾ 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직으로 만들어 강인화 하는 방법도 유용한 방법이라 판단된다.

이와 같이 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 강에서 오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 얻기 위한 조건이나, 2상 조직을 갖는 강에서 기계적 성질 또는 감쇠능 등에 대한 연구는 일부 수행되었고, 그 결과 2상 조직 강도의 제조 방법에 따라 오스테나이트와 마르텐사이트 조직의 성질과 상태가 달라지게 되고 그 결과 기계적 성질 뿐만 아니라 감쇠능 등도 달라지는 것으로 알려지고 있다^{13, 75)}. 그러나 오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 갖는 이러한 강에서 내식성에 관한 연구는 아직 수행되지 않고 있는 실정이다. 때문에 이

러한 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 강의 사용범위를 확대하기 위해서는 이에 대한 연구가 필요하다.

따라서 본 연구는 많은 Mn을 갖는 202 스테인리스강에서 가공에 의해 오스테나이트를 전부 마르텐사이트로 변태시킨 다음 온도를 달리하는 역변태 어닐링 처리에 의해 오스테나이트와 마르텐사이트가 함께 존재하는 2상 조직 강을 만들어서 공식에 미치는 오스테나이트의 영향을 조사하였다⁷⁹⁾.



2. 실험 방법

2.1 시료

기존 304 등과 같은 오스테나이트계 스테인리스강에서 Cr을 14%, Ni을 5%로 낮추는 대신에 Mn이 6% 첨가되어 있는 상온에서 오스테나이트 조직을 갖는 본 연구에 사용된 202 스테인리스강은 시중에서 공시재를 구입하여 시료로 사용하였다. 실험에 사용된 시료의 화학조성을 Table 1에 나타내었다.

Table 1 Chemical composition of specimen(wt.%)

C	S	P	Si	Mn	Ni	C	Cu	Mo	Co
0.06	0.01	0.08	0.6	6.2	5.6	14.2	1.91	0.1	0.16

2.2 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직 강의 제조

마르텐사이트와 오스테나이트 2상 조직을 갖는 강은 먼저 오스테나이트 조직을 갖는 202 스테인리스강을 상온에서 70% 냉간압연하여 오스테나이트 조직의 97% 이상을 마르텐사이트로 변태시켰다. 다음 이를 500~750℃ 사이의 온도에서 10분 어닐링처리 하여 마르텐사이트의 일부를 오스테나이트로 역변태 시켜 가공유기 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강을 제조하였다.

2.3 미세조직 관찰 및 정량분석

시 실험에 사용된 202 공시재의 미세조직은 광학현미경으로 관찰 하였고, 가공에 의해 생성된 마르텐사이트는 투과전자현미경(Hitach, 200kV)을 사용하여 관찰하였다. 또한 70% 냉간가공한 시료와 냉간가공후 역변태 어닐링처리에 따

른 오스테나이트의 체적분율은 X-선 회절시험으로 측정 하였다. 이 때 X-회절 시험은 Cu-K α 선을 사용하여 10° ~ 80° 범위를 1/min의 속도로 회절시험 하였 고, 이 실험을 통하여 얻은 회절 선도로부터 체적분율을 구하였다.

2.4 내식성 시험

마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 202 스테인리스강의 내 공식을 조사하기 위한 내식성 시험은 Potentiostat / Galvanostat 시험기 (EG&G사, Model2734)를 사용하여 3.5% NaCl 용액에서 분극시험하여 조사하였 다. 이 때 분극시험 시 표준전극은 고밀도 탄소봉을 사용하였고, 주사 속도는 일정하게 20mV/min.의 속도로 시험하여 분극곡선을 얻었으며, 동시에 공식전 위 E_p 를 분극곡선으로부터 측정하였다. 그리고 공식시험 후의 표면 조직을 주 사전자현미경으로 관찰함으로서 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직

Fig. 1은 Mn이 많이 첨가되어 있는 본 실험에 사용된 202 스테인리스강의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다.

오스테나이트 조직 내 부분적으로 쌍정들이 존재하고 있는 단상 조직으로서 오스테나이트계 스테인리스강이 갖는 전형적인 조직과 동일한 조직임을 알 수 있다^{72,76,79)}.

Fig. 2는 가공에 의해 생성되는 마르텐사이트를 보다 상세하게 조사하기 위하여 70% 냉간가공 한 시료의 미세조직을 투과전자현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다^{76,79)}.

여기서 사진 a)는 상을 명시야로 나타낸 사진이고, b)는 암시야로 나타낸 것이며, c)는 명시야와 암시야로 나타낸 상의 제한시야 회절패턴 (SADP)과 이를 분석하여 나타낸 것이다. 이 결과로부터 BCT 결정구조를 갖는 α' -마르텐사이트가 특정한 방향성을 띄고 생성되어 있는 것을 알 수 있고, 또한 마르텐사이트는 밴드 형상으로 생성되어 있는 것을 알 수 있다^{17,72,79)}.

Fig. 3은 냉간가공에 의해 생성된 마르텐사이트 조직이 역변태 어닐링처리에 오스테나이트로 변태되는 것과 역변태되는 정도가 온도에 따라 변화되는 것을 조사하기 위하여 70% 냉간압연 한 시료를 600℃와 700℃에서 10분 어닐링처리 하였을 때의 미세조직을 투과전자현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다^{76,79)}.

600℃에서 10분 역변태 어닐링처리 한 시료의 사진 a)에서는 역변태 어닐링처리에 의해 200nm 크기 이하의 역변태 오스테나이트가 가공유기 마르텐사이트 내에서 존재하고 있는 2상 조직으로 되어 있다. 그러나 700분 어닐링처리 한 시료의 사진 b)에서는 조직내 많은 전위를 갖는 200nm 크기 이하인 초 미세립 오스테나이트 단상 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있다¹²⁾ 또한 이와 같이 700℃에서 오스테나이트 단상 조직을 갖는 이유는 역변태 어닐링처리 온도가 높기 때문에 가공에 의해 생성된 대부분의 마르텐사이트가 오스테나이트로

역 변태되었기 때문이라 판단된다. 이상의 결과로부터 가공에 의해 생성된 마르텐사이트는 500-700℃ 온도 범위 사이에서 적절한 시간 어닐링처리하면 오스테나이트로 역변태되고 있음을 알 수 있고, 이 때 역변태 생성되는 오스테나이트는 0.5 μ m 크기보다도 적음 초 미세립의 크기를 갖는다는 것을 알 수 있다. 또한 역변태 어닐링처리 온도가 높아질수록 역변태되는 오스테나의 양이 많아지고 있으며, 결정립의 크기도 커지고 있는 것을 알 수 있다^{76,79)}.

3.2 역변태 거동

Fig. 4는 역변태 어닐링처리 시 생성되는 오스테나이트에 미치는 어닐링처리 온도의 영향을 조사하기 위하여 냉간가공 하여 97% 이상의 마르텐사이트 조직을 갖는 시료를 500℃와 750℃사이의 여러 온도에서 10분 어닐링처리하였을 때 생성된 오스테나이트의 양을 조사하여 나타낸 것이다^{76,79)}.

역변태 된 오스테나이트의 양은 어닐링 온도가 550℃까지는 서서히 증가한다, 어닐링 온도가 550℃ 이상이 되면 온도증가와 함께 빠르게 증가하고, 700℃가 되면 가공에 의해 생성된 마르텐사이트의 대부분이 오스테나이트로 역변태 되어 온도가 그 이상 증가하여도 큰 변화가 없는 것을 알 수 있다. 또한 이결과로부터 500-700℃ 사이의 온도에서 역변태 처리하면 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하고 있는 2상 조직을 갖는 강을 제조하는 것이 가능하다는 것을 알 수 있고, 700℃에서 10분 역변태 어닐링처리하면 가공에 의해 생성된 마르텐사이트가 대부분 오스테나이트로 변태되고 있는 것을 알 수 있다^{76,79)}.



Fig. 1 Optical micrograph of 202 austenitic stainless steel

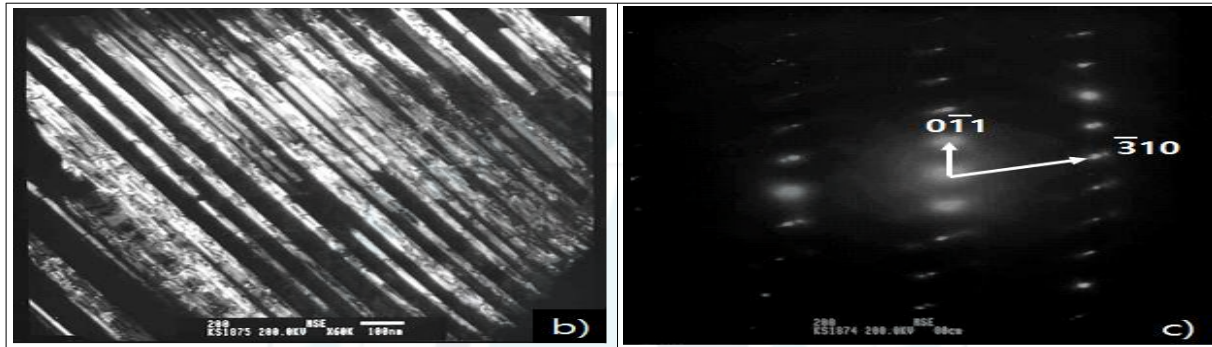


Fig. 2 TEM micrographs showing the deformation induced α' - martensite in 70% cold rolled 202 austenitic stainless steel

a) Dark filed

b) SADP and Indexing of SADP(BCC), $Z=[133]$

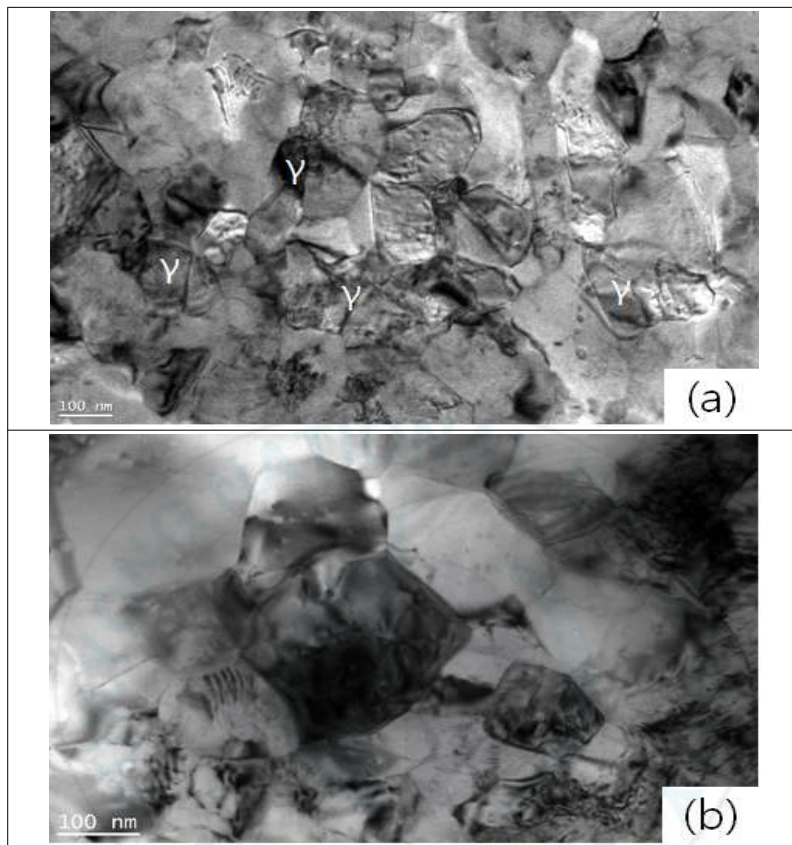


Fig. 3 TEM micrographs showing the reversed austenite obtained by annealing treatment at 600°C and 700°C for 10min. in 70% cold rolled 202 austenitic stainless steel

a) 600°C b) 700°C

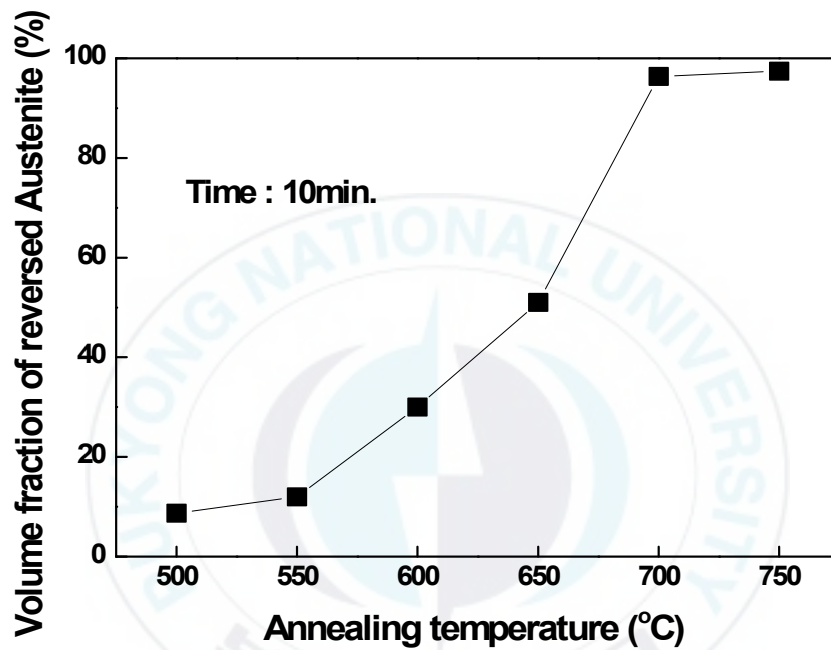


Fig. 4 Effect of annealing temperature on volume fraction of reversed austenite in 202 austenitic stainless steel

3.3 공식에 미치는 오스테나이트 영향

Fig. 5는 역변태 오스테나이트와 가공유기 마르텐사이트의 2상 조직을 갖는 고 Mn 202 오스테나이트계 스테인리스강의 공식에 미치는 역변태된 오스테나이트의 영향을 조사하기 위하여 70% 냉간가공 한 시료에 대하여 온도를 달리하는 역변태 어닐링처리하여 오스테나이트의 체적분율을 달리한 다음 공식시험 하였을 때 얻은 양극 분극곡선을 나타낸 것이다⁷⁹⁾.

역변태 어닐링처리 온도, 즉 역변태된 오스테나이트 체적분율의 체적분율에 관계없이 모두 동일하게 분극곡선의 형태는 활성 - 부동태 전이과정을 거치지 않고 부동태 상태에서 전형적인 공식과 같은 과부동태 형태로 되는 양상을 나타내고 있는 것을 알 수 있다^{72,76,77)}. 또한 역변태 어닐링처리 온도가 높아질수록 즉, 역변태된 오스테나이트의 체적분율이 증가할수록 부동태영역의 구간이 좁아지고 있는 경향을 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 이러한 결과로부터 역변태된 오스테나이트의 체적분율이 증가할수록 내공식성이 약간 낮아지고 있다는 것을 알 수 있다.

Fig. 6은 내공식 특성에 미치는 오스테나이트의 영향을 다른 측면 즉, 공식시험에서 얻은 공식전위 E_p 값으로부터 알아보기 위하여 Fig. 5의 공식시험에서 얻은 양극 분극곡선으로 부터 측정한 공식전위 E_p 값을 역변태 어닐링처리시 생성된 오스테나이트의 체적분율에 대해 나타낸 것이다⁷⁹⁾.

공식전위 E_p 값은 오스테나이트의 체적분율이 증가함에 따라 서서히 감소하고 있는 것을 알 수 있다. 일반적으로 공식전위 E_p 값은 양극전류가 국부부식의 개시와 함께 급격히 증가하는 전위로서 이 공식전위 E_p 값이 낮아질수록 공식에 대한 저항이 낮아지고 또 이 값이 높아질수록 공식에 대한 저항성이 높아진고 알려져 있다^{78,79)}. 따라서 이러한 이론과 Fig. 6의 본 연구에서 얻은 결과를 서로 연관시켜 분석해 보면 오스테나이트의 체적분율이 증가할수록 공식 저항성이 낮아지고 있다는 것을 알 수 있다. 즉, 내식성이 나빠지고 있는 경향을 나타내고 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 7은 공식에 미치는 역변태된 오스테나이트의 영향을 공식시험 한 시료

의 표면의 미세조직을 비교 조사함으로서 알아보기 위하여 70% 냉간가공 후 온도를 달리하는 역변태 어닐링처리 한 다음 공식시험 한 Fig.5의 시험에서 얻은 시료의 표면의 미세조직을 주사전자현미경으로 조사하여 나타낸 것이다.

세 시료가 역변태된 오스테나이트의 체적분율 즉, 역변태 어닐링처리 온도에 관계없이 동일하게 부식은 오스테나이트상에서는 크게 일어나지 않고 주로 마르텐사이트 상에서 일어나 있는 것을 알 수 있다. 또한 이러한 거동에 기인되어 공식 부식시험에 의해 생성되는 Pit도 주로 마르텐사이트상에서 생성되어 존재하고 있는 것을 알 수 있다. 뿐만 아니라 오스테나이트의 체적분율이 증가할수록 즉, 역변태 어닐링처리 온도가 높아질수록 마르텐사이트 상에서 생성된 Pit의 양도 많아지고 있고, pit의 크기도 큰 것을 알 수 있다. 따라서 이러한 결과들로부터 오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 갖는 오스테나이트계 스테인리스강에서는 역변태된 오스테나이트의 체적분율이 증가할수록 내식성이 나빠지는 경향을 나타내고 있다는 것을 알 수 있다⁷⁹⁾.

이상의 결과로부터 내공식시험 결과로부터 마르텐사이트와 오스테나이트 2상 조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 강의 공식은 오스테나이트 상에서보다 주로 마르텐사이트 상에서 일어나고 있는 것을 알 수 있고, 오스테나이트의 체적분율이 증가할수록 마르텐사이트 상에서 더 많은 부식이 일어나고 있는 것을 알 수 있다. 또한 이와 같이 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 조직을 갖는 오스테나이트계 스테인리스강에서 일어나는 공식이 오스테나이트상 보다는 마르텐사이트상에서 주로 일어나는 이유는 다음과 같이 생각할 수 있다. 즉, 가공에 의해 생성된 마르텐사이트 상은 역변태된 오스테나이트상 보다 전위, 공공 등과 같은 가공 등에 의해 도입되는 결함의 밀도가 높을 뿐만아니라, 가공에 기인되어 발생된 가공응력 등을 많이 가지고 있다. 때문에 이와 같은 결함의 밀도가 높은데 기인하여 공식은 오스테나이트 상보다는 마르텐사이트 상에서 주로 일어나게 된다고 판단된다. 뿐만 아니라 오스테나이트의 양이 증가할수록 공식이 많이 일어나게 되는 이유는 이전 Fig.7의 결과로부터 알 수 있는 바와 같이 공식은 주로 마르텐사이트상에서 일어나기 때문에 오스테나이트

의 양이 많아질수록 상대적으로 마르텐사이트의 양은 적어지고 그 결과 마르텐사이트의 양이 적어질수록 공식이 일어날 수 있는 면적이 상대적으로 적어지게 된다. 때문에 마르텐사이트상에서 일어나는 공식은 국부적으로 더 빠르게 진행되기 때문에 마르텐사이트상에서 더 많은 부식이 일어난다고 판단된다. 따라서 이러한 부식거동에 기인되어 오스테나이트의 양이 증가할수록 공식이 많이 일어나게 된다고 생각된다^{72,76,79)}



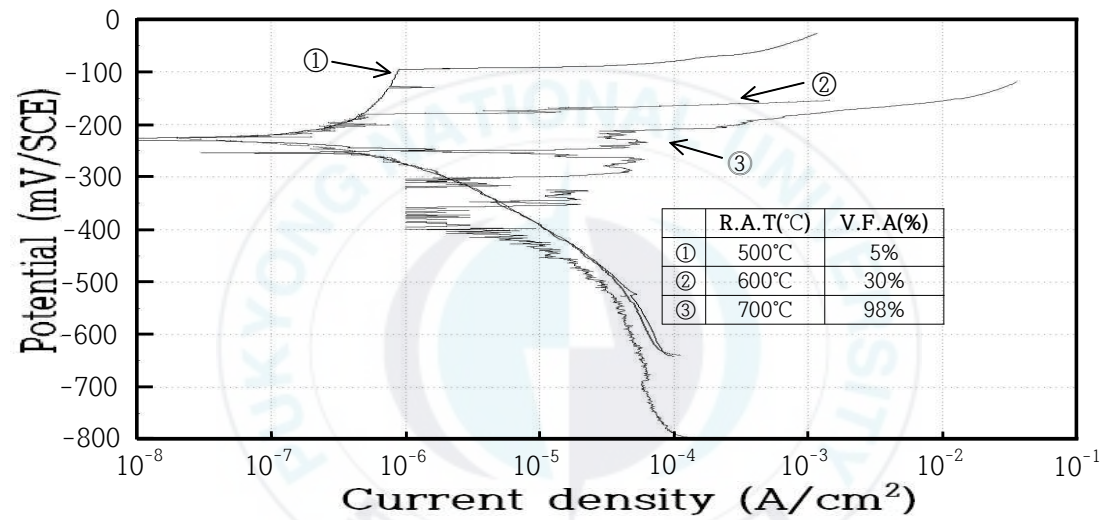


Fig. 5 Anodic polarization curve of 202 austenitic stainless steel with two phases of austenite and martensite

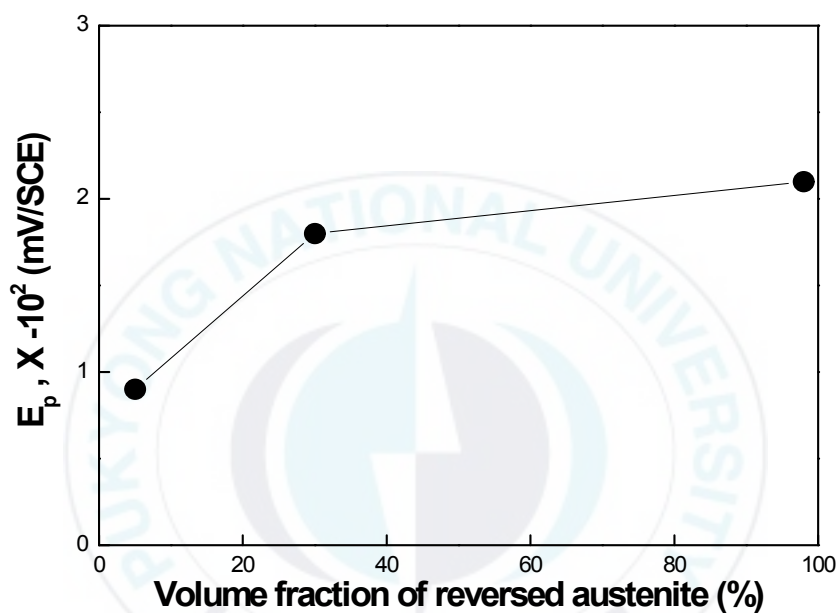


Fig. 6 Effect of volume fraction of austenite on the pitting potential E_p of 202 austenitic stainless steel with two phases of austenite and martensite

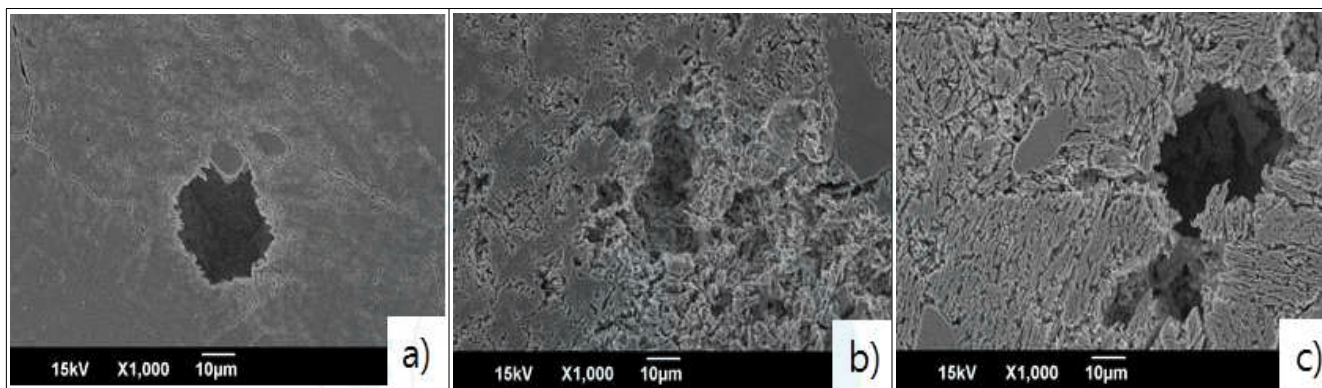


Fig. 7 SEM micrographs showing the morphology of pits formed on the after anodic polarization test in 202 austenitic stainless steel with two phases of austenite and martensite
a) 500°C b) 600°C c) 700°C

4. 결 론

오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 갖는 202 스테인리스강의 공식에 미치는 오스테나이트의 영향을 조사하기 위하여 70% 냉간가공에 의해 97%이상의 마르텐사이트로 만든 후 500-700℃사이의 온도에서 역변태한 다음 내 공식 시험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 오스테나이트와 마르텐사이트의 2상 조직을 갖는 강은 500℃에서 700℃사이의 온도에서 10분 유지 후 수냉하는 역변태 어닐링처리에 의해 얻어졌다.
- 2) 역변태 오스테나이트의 양은 역변태 어닐링 온도 증가와 함께 빠르게 증가하였다.
- 3) 오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 갖는 202 스테인리스강에서 공식은 주로 마르텐사이트 상에서 일어났다.
- 4) 공식전위는 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 감소하였다. 또한 이에 기인되어 오스테나이트의 양이 많아질수록 마르텐사이트 상에서 일어나는 공식은 더 많이 일어났다.
- 5) 공식은 오스테나이트의 양에 영향을 받았다.

제 VI 장

결 론



고 Mn을 갖는 오스테나이트계 스테인리스강에서 가공량을 달리하는 가공과 가공에 의해 오스테나이트를 전부 마르텐사이로 가공유기 변태 시킨 다음 온도와 시간을 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 오스테나이트와 마르텐사이트가 공존하는 2상 조직을 갖는 강으로서 만든 다음 기계적 성질, 감쇠능 및 내식성을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강은 가공량을 달리하는 가공에 의해 얻어졌다.
2. 마르텐사이트와 역변태 오스테나이트가 함께 존재하는 2상 조직 강은 가공에 오스테나이트를 전부 마르텐사이트로 변태 시킨 후 온도를 달리하는 역변태 어닐링처리에 의해 얻어졌다.
3. 가공후 500-700℃ 사이의 역변태 어닐링처리에 의해 0.5 μ m 보다 작은 초미세립 오스테나이트 조직이 얻어졌다.
4. 잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 경도, 강도는 감소하였고, 연신율은 증가하였다.
5. 동일 오스테나이트의 양에서 역변태 오스테나이트가 잔류 오스테나이트보다 경도, 강도는 높고, 연신율은 약간 낮게 나타났다.
6. 경도, 강도 및 연신율은 잔류 오스테나이트보다 역변태 오스테나이트에 더 크게 영향을 받았다.
7. 가공량이 증가할수록 잔류 오스테나이트의 양과 감쇠능은 빠르게 감소하였고, 역변태 온도가 높아질수록 역변태 오스테나이트의 양과 감쇠능은 빠르게 증가하였다.
8. 잔류 및 역변태 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 감쇠능은 빠르게 증가하였다.
9. 동일 역변태 및 잔류 오스테나이트의 양에서 역변태 오스테나이트가 잔류 오스테나이트 보다 감쇠능은 높게 나타났다. 따라서 감쇠능에는 역변태 오스테나이트에 더 크게 영향을 받았다.

10. 오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 갖는 202 스테인리스강에서 공식은 주로 마르텐사이트 상에서 일어났다.
11. 공식전위는 오스테나이트의 양이 증가함에 따라 감소하였다. 또한, 이에 기인되어 공식은 오스테나이트의 양이 많아질수록 마르텐사이트 상에서 더 많이 발생되었다.
12. 공식은 오스테나이트의 양에 영향을 받았다.



참고문헌

- 1) 長谷川正義 : “Stainless steel 便覧” , 「日刊工業新聞社」 , (1980).
- 2) D. Pecker and I. M. Bernstein(eds) ; "Handbook of Stainless Steel," McGrawHill, New York, (1977).
- 3) 瀬尾省逸, 宮奇亨, 矢鳥悦次郎 ; 日本金屬學會誌, 27, 170 (1963).
- 4) M. G. Kwon, C. Y. Kang ; Kor. J. Mater. Res., 24, 1(2014), p. 1
- 5) G. H. Eichelmann and F. C. Hull ; Trans.ASM, 45, 77 (1953).
- 6) 平山俊成 小切間正彦 ; 日本金屬學會誌, 34, 507 (1970).
- 7) 平山俊成 小切間正彦 ; 日本金屬學會誌, 34, 511 (1970).
- 8) J. E. Truman ; ISI Spec. Rep., 86, 84 (1964).
- 9) K. J. Irvine ; JISI, 8, 63 (1960).
- 10) H. M. Ledbetter, N. V. Frederick and M. W. Anstin ; J. Apple. Phys., 51, 305 (1980).
- 11) H. Laddach and P. Schuler ; Dew-Tech. Bar., 13, 58 (1973).
- 12) Y. H. Kim, Y. S. Ahn, H. Y. Jeong, C. Y. Kang, B. H. Jeong, C. G. Kim ; J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 33, 1, 42 (1995).
- 13) Y. H. Kim, Y. S. Ahn. H. Y. Jeong, C. Y. Kang, B. H. Jeong, C. G. Kim ; J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 33, 1, 143 (1995).
- 14) Y. K. Lee, O. J. Kwon ; J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 10, 1, 208 (1993).
- 15) C. Y. Kang and T. Y. Hur ; Kor. J. Met. Mater., .50, 6 (2012), p.206
- 16) V. F. Zackzy, Z. R. Paker. D. Fahr and R. Bush; Trans. ASM, 60, 252 (1967).
- 17) K. Nohara. Y. Ono and N. Ohashi ; Iron and steel, 5, 72 (1977).
- 18) M. G. Kwon, C. Y. Kang ; J. of the Korean Society for Power System Engineering, 18, 4(2014), p. 28

- 19) C. Y. Kang ; J. of the Korean Society for Power System Engineering, 16, 4(2012). p. 60
- 20) H. C. Fiedler, B. L. Averbach and M. Cohen ; Trans. of the ASM, 47, (1954) p.267
- 21) C. Y. Kang, J. H. Um, H. J. Kim, J. H. Sung ; J. of the Korean Soci. for Power System Engineering, 11, 1(2007) pp.115-120
- 22) 平山俊成 小切間正彦 ; 日本金屬學會誌, 5, 447 (1971).
- 23) 平山俊成 ; 日本金屬學會誌, 34, 826(1970)
- 24) Y. Fukase, K. Ebato, N. Okubo, S. Murao ; Trans., ISIJ, 311(1968).
- 25) D. W. Son, J. H. Kim, I. S. Kim, K. Miyahara, J. H. Sung, C. Y. Kang ; Korea J. of Met. & Mater., 42, 8(2008), pp.621-625
- 26) S.H.Kim, S.H.Lee, C.Y.Kang ; Korean J. of Materials Research, 25. 1(2015).P.9
- 27) R. Lagneborg ; Acta Met., 12, 823 (1964).
- 28) R. P. Reed ; Acta Met., 10, 865 (1962).
- 29) B. Cina ; J.Iron Steel Inst., 4, 406 (1954).
- 30) J. F. Breedis and W. D. Robertson ; Acta Met., 10, 1077 (1962).
- 31) 須藤一, 外山和男 ; 日本金屬學會誌, 38, 990 (1974)
- 32) F. C. Frank ; Acta Metallurgical, 1, 15 (1953).
- 33) Z. Nishiyama ; "Martensitic Transformation," Academic Press, New York San Francisco London, pp.10~24, (1978).
- 34) D. V. Neff, T. E. Mitchell and A. R. Troiano ; Trans of the ASM, 62, 859 (1969).
- 35) J. R. Pater and M. Cohen ; Acta Met., 1, 531 (1953).
- 36) I. Tamura ; Metal. Sci., 16, 245 (1982).
- 37) G. B. Olson and M. Cohen ; Met. Trans., 7A 1987, 1905 and 1915 (1976).

- 38) H. Onodera, H. Gota and I. Tamura ; suppl.Trans. Japan Inst. Met., 17, 327 (1976).
- 39) K. Otusuka and C. M. Wayman ; Reviews on the Deformation Behavior of Metals (Quarterly Published by Freund Tel Aviv.) 2, 81 (1977).
- 40) G. B. Olson and M. Cohen ; J. Less-Common Met., 28, 107 (1972).
- 41) G. B. Olson and M. Cohen ; Proc. Us-Japan Symposium on Mechanical Behavior of Metals and Alloys Associated with Displacive Transformation (Rensselaer Polytechnic Inst., Troy, NY.), p.7.
- 42) H. Onodera and I. Tamura ; Proc. Us-Japan Symposium on Mechanical Behavior of Metals and Alloys Associated with Displacive Transformation (Rensselaer Polytechnic Inst., Troy, NY.), p.7.
- 43) G. Kurdjumov and G. Sachs ; Z. Phys., 16, 325 (1930).
- 44) Z. Nishiyama ; Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ., 23, 638 (1934).
- 45) G. Wassermann ; Arch. Eisenhüttenwes., 16, 647 (1933).
- 46) J. A. Venables ; Phil. Mag., 7, 35 (1962).
- 47) A. J. Bogers and W. G. Burgers ; Acta Metall., 12, 255 (1964).
- 48) J. W. Brooks, M. H. Loretto and R. E. Smallman ; Acta Metall., 27, 1839 (1979).
- 49) B. Lehtinen and K. E. Easterling ; High Voltage Electron Microscopy, P.R. Swann et al, (Eds) Academic Press, p.211, (1974).
- 50) H. J. Kestenbach ; Metallography, 10, 189 (1977).
- 51) K. W. Andrews, D. J. Dyson and S. R. Keown ; "Interpretation of electron diffraction patterns" ; London, Adam Hilger (1971).
- 52) T. Angel ; J. Iron Steel Inst., 177, 165 (1954).
- 53) I. J. Sjöberg ; Wire, 155 (1973).
- 54) T. Gladman, J. Hammond, F. W. Marsch ; Sheet Met. Ind., 219(1954).
- 55) 野原清彦, 小野寛. 大橋延夫 ; 鐵と鋼, 59, 5243 (1973).

- 56) 野原清彦, 小野寛. 大橋延夫 ; 鐵と鋼, 60, 5317 (1974).
- 57) 野原清彦, 小野寛. 大橋延夫 ; 鐵と鋼, 60, 5527 (1974).
- 58) 平山俊成 ; 日本金屬學會誌, 35, 447 (1971).
- 59) 平山俊成 ; 日本金屬學會誌, 34, 826 (1970).
- 60) 深瀬幸重, 江波戸 和男 ; 日本金屬學會誌, 32, 38 (1968).
- 61) I. G. Ritchie and Z-L. Pan ; Metall. Trans. A, 22, 1991, 607
- 62) W. Dejonghe, R. de Batist and L. Delaey ; Scripta Metall., 10, 1976, 1125
- 63) T. Xiao and G. P. Johari ; Metall. Trans. A, 26A, 1995, 721
- 64) T. Xiao ; Metall. Trans. A, 24A, 1993, 1067
- 65) D. Birchon, D. E. Bromley, D. Healey ; Metal Science Journal, 2 (1968), p.41
- 66) V. F. Zackzy, Z. R. Paker. D. Fahr, and R. Bush, Trans. ASM 60, 252(1967).
- 67) T. H. Hwang, C. Y. Kang, Korean J. Met. Mater., 51(9) 645(2013).
- 68) Y. H. Kim, J. H. Kim, T. H. Hwang, J. Y. Lee, and C. Y. Kang ; Met. Mater. Int., 21(3), pp.485-489
- 69) Y. S. Jung, Y. K. Lee, D. K. Matlock ; Met. Mater. Inter., 17(4), 553 (2001)
- 70) Y. H. Kim, S. H. Lee, S. G. Kim, C. Y. Kang ; Korean J. Mater. Res., 25, 1(2015), pp.9-15
- 71) D. W. Son, J. H. Kim, I. S. Kim, K. Miyahara, J. H. Sung, C. Y. Kang ; Korean J. Met. Mater., 42(5), 621(2004).
- 72) Y. H. Kim, J. H. Sung, C. Y. Kang ; J. of the Kor. Soci. for Power System Engineering; 19. 1(2015), p.70
- 73) A. J. Bogers and W. G. Rurgers ; Acta Metall. 12, 255(1964).
- 74) G. Gemmel ; 1992, "Applications of stainless steel", ASM

International, Stockholm, Sweden, pp. 664.

- 75) C. Y. Kang, T. Y. Hur, 2012, “Effect of Reverse Transformation on the Mechanical Properties of High Manganese Austenitic Stainless Steel” , Journal of the Kor. Inst. of Met. & Mater., Vol. 50, No. 6, (2012) pp. 413-418.
- 76) Y. H. Kim, S H. Heo. S. W. Kim, S. H. Lee, C. Y. Kang ; J. of the Kor. Soc. for Heat Treatment, Vol.28, No.4(2015), pp. 200-2005
- 77) J. H. Lee, G. J. Seo, B. H. Jeong, and C. Y. Kang ; Journal of the Kor. Soc. for Pow. Sys. Eng., Vol. 18, No. 2, (2014) ,pp. 70-76.
- 78) F. Tehovnic, B. Arzenek et al.,; Material and Technology, Vol. 45, No. 4, (2011) pp. 339-345.
- 79) J. S. Kim Et.al; J. of the Kor. Soci. for power System Engineering, 20, 1(2016. 2), p.36

[연구 업적]

▣ 논문게재

1. 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강의 기계적 성질에 미치는 가공온도의 영향
한국해양공학회지, 제 26권, 제 3호(2012.06), pp.55-60
2. 마르텐사이트와 오스테나이트의 2상 혼합조직을 갖는 고 Mn 오스테나이트계 스테인리스강의 인장성질
한국해양공학회지, 제 27권, 제 4호(2013. 08), pp. 9-13
3. 고 Mn 오스테나이트 스테인리스강의 감쇠능에 미치는 잔류 및 역변태 오스테나이트의 영향
한국재료학회지, 제 25권, 1호(2015. 1), pp. 9-15[SCOPUS]
4. 오스테나이트계 스테인리스강의 감쇠능에 미치는 역변태 오스테나이트의 영향
동력기계공학회지 제 19권 1호(2015, 2), pp. 70-75
5. Effect of Austenite on the Mechanical Properties in High Manganese Austenitic Stainless Steel with Two Phases of Martensite and Austenite.
Met. and Mater. International, V.21, N.3(2015.5), pp.485-489 [SCI]
6. $\gamma + \alpha'$ 2상 조직을 갖는 202 스테인리스강의 균일부식에 미치는 γ 의 영향
한국 열처리공학회지, 28권, 제 4호(2015,7), pp.200-205
7. 오스테나이트와 마르텐사이트 2상 조직을 갖는 202 스테인리스강의 공식에 미치는 오스테나이트의 영향
한국동력기계공학회지, 제 20권 제 1호(2016.02), pp. 36-41

감사의 글

직장생활을 하면서 두려움과 설레임을 갖고 포항에서 부산까지 왕복 4시간을 오가면서 시작한 7년간의 석, 박사 대학원과정을 이제 마치게 되었습니다

이 논문은 먼저 대학원 석, 박사 과정 6년 6개월 동안 높은 식견과 애정어린 마음으로 헌신적인 지도를 해 주신 강창룡교수님이 계셨기에 가능하였습니다. 감사를 드립니다.

또한 대학원 석, 박사 과정동안 세심한 가르침과 논문심사에 많은 도움을 주신 정병호 교수님, 남기우교수님, 왕재필교수님 그리고 김권후 교수님께 머리 숙여 감사를 드리고, 이종문교수님, 김현주교수님께도 감사를 드립니다. 뿐만 아니라, 항상 곁에서 격려와 많은 도움 준 주위 직장 동료들에게도 감사를 드립니다. 또한 빼 놓을 수 없는 분들이 있습니다. 그동안 많은 격려와 본 문문을 위해 많은 협조와 격려를 주신 포항공대 철강대학원에 계시는 김재남 박사님, 박사학위 논문이 나올 수 있게 많은 밤을 지새우며 힘든 내색 없이 열심히 실험을 도와준 이상환, 허성화, 김성휘, 구정엽, 김희원, 정영훈 등 대학원 후배와 실험실 학부생들 그리고 시료제작에 도움을 주신 엄덕렬 기술사님, 시료 가공 등에 도움을 주신 김대주 사장님께 감사를 드립니다. 더불어 학생들을 지도하시면서 틈틈이 아낌없는 격려와 도움을 주신 이성호 교수님께도 감사를 드리며, 회사생활을 하면서 학업에 정진할 수 있도록 도움과 지원을 해 주신 이석곡 공장장님, 성백훈 부공장장님, 전로파트를 책임지고 있는 김광현 파트장님, 학업을 마무리 할 수 있도록 적극적인 도움을 많이 주신 이상수 주임, 안경수 주임과 나와 같이 근무를 하는 직장 동료분들에게 감사드립니다.

또한 저를 낳아 지극 정성으로 키워주시고 가려쳐 주시면서 언제나 저를 위해 걱정하시면서 살아오신 사랑하고 존경하는 어머님과 형제, 자매 및 여러 친척분들께도 마음속으로부터 고마움에 대한 감사를 드립니다.

마지막으로 무엇보다도 오늘의 이 기쁨이 있기 까지는 늦은 나이에 공부를

시작하는 못한 남편에게 많은 격려와 배려를 해준 사랑하는 나의 아내인 권미경 여사와 나의 사랑하는 딸 진영과 이 진환 사위 그리고 나의 믿음직한 버팀목인 우리 아들 승모와 예비 며느리인 손 혜지의 헌신적인 도움이 있었기에 가능 하였습니다. 이 기쁨을 함께 하고자 합니다.

끝으로 지금은 살아계시지 않지만 하늘에 계시는 아버님 영전에 이 논문을 바치고자 합니다.

2016년 6월

김 영화 올림.

