

공학석사 학위논문

냉간성형용 비조질강의 기계적 성질에
미치는 열처리 및 합금원소의 영향

Effects of Heat Treatment and Alloying Elements
on the Mechanical Properties of High Strength Steels
for Cold Forming

지도교수 최 일 동

2002년 2월

한국해양대학교 대학원

재료공학과

주 기 운

본 논문을 주기운의 공학석사 학위논문으로 인정함

주 심 : 김 성 준 ㉠

위 원 : 이 성 열 ㉠

위 원 : 최 일 동 ㉠

2002년 2월

한국해양대학교 대학원

재 료 공 학 과

주 기 운

< 목 차 >

1. 서	론	1
2. 연구 배경		3
2.1 비조질강의 정의		3
2.2 비조질강의 개발		3
2.3 비조질강의 분류		4
2.4 냉간가공용 비조질강		6
3. 실험 방법		9
3.1 합금제조 및 시편가공		9
3.2 단상영역 열처리 및 항온변태처리		10
3.3 항온변태곡선 제작		12
3.4 기계적 성질 측정		12
3.5 미세조직 관찰		12
4. 실험 결과		13
4.1 열간압연재의 미세조직		13
4.2 항온변태곡선		15
4.3 인장성질 및 충격특성		21
4.3.1 열처리 및 C 함량에 따른 인장성질		21
4.3.2 열처리 및 Mn 함량에 따른 인장성질		27
4.3.3 충격특성		32
4.4 미세조직		34
4.4.1 열처리 및 C 함량에 따른 미세조직		34
4.4.2 열처리 및 Mn 함량에 따른 미세조직		39
4.4.3 열처리 및 합금원소에 따른 충격과면		44
4.5 피로특성		46
5. 고	찰	49
6. 결	론	54
참 고 문 헌		55

Abstract

Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Mechanical Properties of High Strength Steels for Cold Forming

by Gi Woon Ju

*Dept. of Materials Engineering, Korea Maritime University,
Pusan 606-791, Korea*

The present study is aimed at developing the high strength steels for cold forming. The main emphasis has been placed on understanding the effects of heat treatments(austenitizing treatment and isothermal treatment) and alloying elements(Mn and C) on mechanical properties and microstructures of steels for cold forming. Five kinds of Fe-(0.15~0.25)C-0.25Si-(1.5~2.5)Mn steels were prepared, austenitized above A_{c3} temperature and isothermally heat treated around M_s temperature. Microstructural observation, tensile tests, and impact tests were conducted. In order to construct time-temperature-transformation diagrams, the amounts of transformation products were measured by an image analyzer.

The results are summarized as follows :

1. It was confirmed that steels without carbide forming elements can get high strength, toughness, and yield ratio by proper heat treatment and alloy

design.

2. Superior tensile properties were obtained, and heat treatment time could be shortened by the austenitizing treatment at $A_{C1}+30\sim 40^{\circ}\text{C}$ followed by isothermal treatment conducted around M_S temperature to obtain microstructures of bainite or bainite and auto tempered martensite.

3. The addition of Mn was more effective than C addition to improve tensile properties, but in case of over 2% Mn, impact values were decreased dramatically.

4. 0.20C-2.0Mn steel has higher fatigue limit than S45C which is a conventional high strength bolting steel.

1. 서 론

지구환경문제가 심각하게 대두되면서 이에 대한 대책으로 고강도화, 인성, 연성 및 가공성 확보, 가공공정의 간략화 및 생략이 가능한 환경조화형 철강소재의 개발에 대한 요구가 증대되고 있을 뿐만 아니라, 저합금화에 의한 재활용성이 우수한 철강재료에 대한 요구도 강해지고 있다¹⁾. 비조질강은 소입(quenching)·소려(tempering) 과정 등과 같은 열처리 공정을 생략할 수 있으므로 부품의 열처리비 절감, 열처리 변형 방지, 공정단축, 생산성 향상 등 비용저감효과와 함께, 에너지 절감의 사회적 요청에도 부응하는 등 많은 장점을 가지고 있어 환경조화형 소재로써 주목을 받고 있다²⁻⁸⁾.

비조질강은 1972년경 독일에서 중탄소강에 V를 첨가하여 기계구조부품의 조질처리 생략 가능성 검토와 실용화가 시작되었다. 일본에서도 1970년대 후반부터 적극적으로 연구가 진행되었고, 80년 이후에는 자동차 부품을 위시한 많은 기계구조부품에의 실용화가 시작되었다. 초기의 비조질강은 0.4~0.5%C의 탄소강에 미량의 V, Ti, Nb 등의 탄화물 형성원소가 첨가된 것으로 경도와 인장강도 등의 강도특성은 조질강과 거의 동등한 성질을 얻을 수 있지만 열간 단조시 조대한 페라이트+펄라이트 조직을 갖기 때문에 인성이 열악하여 적용 가능한 부품이 제한되었다. 그러나 그후 인성 향상을 위한 적극적인 연구개발에 의해 고인성을 실현함으로써 자동차용 회전부품에도 적용하기에 이르고 있다. 현재까지 개발된 열간 단조용 비조질강의 경우 대부분 Fe-C-Mn-Si의 기본조성에 V, Ti, Cr, B, Mo 등의 원소들을 미량 첨가하여 이들이 탄화물을 형성함으로써 강을 강화시키는 석출강화방법을 이용하였으나, 고강도·고인성화를 달성하기 위해 정성적으로는 C 함량 감소와 V 함량 증가 및 Mn, Cr 함량을 적정화하고 필요에 따라 B, Mo 등을 첨가하여 공냉 상태에서 베이나이트 변태를 하도록 성분을 조정하여 왔다. 냉간성형용 비조질강에 있어서도 공정단축 및 에너지 절감의 요구에 부응하기 위해 냉간단조성 저해 원소인 C, Si, S 등의 함량을 감소시키고 저탄소화에

의한 강도저하는 Mn을 더 첨가하여 보완하도록 하였으며, 또한 냉간 가공시의 가공경화를 이용하여 소입(quenching)·소려(tempering) 처리를 생략하여 왔다.

비조질강은 일본에서 집중적으로 연구가 진행되고 있으며 우리나라에서도 5~6년 전부터 포항제철을 비롯한 특수강회사와 자동차업계를 중심으로 비조질강 개발에 대한 연구가 진행되어 오고 있다⁹⁾. 그러나 아직 우리나라에서는 페라이트+펄라이트 조직을 가지는 열간단조용 비조질강과 냉간 볼트용 비조질강만 일부 개발되어 있고 베이나이트가 기본조직이 되는 인장강도 800MPa급 이상의 냉간단조용 비조질강에 관한 연구와 개발은 거의 진행되지 않아 본격적인 개발을 위한 기초 data도 없는 실정이다. 냉간성형용 비조질강은 구상화소둔과 소입(quenching)·소려(tempering)처리를 생략하고 냉간성형만으로 제품을 생산하기 때문에 열간 성형시 요구되는 에너지와 시간을 절약할 수 있고, 복잡한 부품을 열변형 없이 제조할 수 있는 환경친화형 소재이므로 국내에서도 볼트제조회사, 자동차 부품회사 및 냉간단조회사 등에서 많은 관심을 가지고 있어 그 개발은 시급한 과제이다. 이에 본 연구에서는 0.2%C-0.25%Si-1.5%Mn을 기본조성으로 하여 C, Mn 두 원소의 함량만을 변화시켜 γ 단상영역열처리, 항온변태처리 및 합금원소가 기계적 성질에 미치는 영향을 연구하였다.

2. 연구 배경

2.1 비조질강의 정의

비조질강이란 열처리를 생략하는 강이란 의미로써, 통상 기계구조용 부품 제조시 실시하는 소입(quenching)과 소려(tempering) 공정을 거치지 않고 열간단조 상태에서 최종 부품에서 요구되는 기계적 성질을 얻을 수 있는 강을 말하며 기존의 조질강과 비교하여 열처리공정을 생략할 수 있기 때문에 에너지를 절감할 수 있을 뿐 아니라 제조공정의 단축, 열처리에 따른 변형의 방지 등 많은 장점을 가지고 있다.

2.2 비조질강의 개발

1980년대까지는 자동차의 구동부 또는 회전부위의 부품들을 포함하여 대부분의 기계부품들을 제작할 때 원소재로 사용되는 봉강(rod) 또는 선재(wire)를 1200℃ 이상으로 가열한 후 열간단조하여 원하는 형상으로 성형하고, 이를 재차 소입(quenching)과 소려(tempering) 등의 조질처리를 함으로써 필요한 강도와 인성을 확보하였다. 그러나 제 2차 오일 쇼크 이후 기계부품 제조분야에서도 다른 산업분야와 마찬가지로 에너지 절감을 통하여 제품의 제조단가를 낮추고자 열처리공정의 생략 또는 축소가 가능한 비열처리형 철강소재인 비조질강의 개발 및 사용이 급속히 확산되고 있다. 비조질강은 1972년 독일에서 처음으로 개발되었으나, 1970년대 후반부터 일본을 중심으로 적극적인 연구개발이 진행되어 일부 자동차부품에 적용되기 시작하였다. 최근에는 세계적으로 자동차산업분야에서 안정성의 확보, 엔진성능 및 연비의 향상, 공정의 생략 또는 단축을 통한 에너지 절감, 환경문제 해결 등의 다양한 요구에 맞추어 기존의 철강부품들을 고강도·고인성 비조질강으로 대체하는 추세이며, 이에 따라 활발한 연구를 통하여 다양한 비조질강들이 개발되어 적용되고 있다.

그러나 아직 우리나라에서는 페라이트+펄라이트 조직을 가지는 열간단조용 비조질강과 냉간볼트용 비조질강만 일부 개발되어 있고 페라이트, 베이나이트, 펄라이트, 마르텐사이트 등의 복합조직을 활용한 인장강도 800MPa급 이상의 냉간성형용 비조질강에 관한 연구와 개발은 거의 진행되지 않아 본격적인 개발을 위한 기초 data도 없는 실정이다. 외국에서는 냉간단조용 비조질강에 관한 연구와 제품화가 이루어지고 있으나 여전히 미량 원소 첨가에 의한 석출강화방법을 이용하거나, 높은 C와 Si 함량을 유지함으로써 냉간단조용의 개선이 필요하다.

2.3 비조질강의 분류

일반적으로 비조질강은 중, 저탄소강에 소량의 V, Ti 또는 Nb를 함유하는 것을 기본조성으로 하고 있는데, 첨가된 합금원소들은 탄소나 질소와 결합하여 페라이트 결정립 내에 미세한 탄화물이나 질화물을 석출시킴으로써 강을 강화시킨다. 이러한 이유로 비조질강은 열간선재압연 또는 열간단조 상태에서 조질처리한 탄소강과 유사한 기계적 특성을 가지게 되어 열처리공정의 생략이 가능하다. 비조질강은 가공방법이나 용도에 따라 (1) 열간단조용, (2) 직접절삭용, (3) 냉간가공용 등으로 분류되는데, 열간단조용과 직접절삭용은 주로 봉강형태로 그리고 냉간압조용은 선재형태로 제조되어 2차 가공공정에서 사용된다. 이 중에서도 열간단조용 비조질강이 압도적으로 많이 사용되고 있으며 냉간압조용은 최근들어 응용되기 시작하고 있다¹⁰⁻¹³⁾. 표 1은 세가지 비조질강의 보다 자세한 분류와 제조공정을 간략히 정리한 것이다.

Table 1. Type and manufacturing processes of high strength steels without Q/T.

강종	종류	제조공정	
열간단조용	기본형	기존공정	봉재-열간단조-Q/T-가공
	고인성형	신공정	봉재-열간단조-가공
	고강도형		
	고강도 고인성형	기존공정	봉재-열간단조-Q/T-가공
		신공정	봉재-열간단조(부분급냉)-가공
냉간가공용	냉간단조용	기존공정	봉재-구상화처리-냉간단조-Q/T-가공-(유도가열)
		신공정	봉재-냉간단조-가공-(유도가열)
	냉간압조용	기존공정	선재-구상화처리-인발-냉간압조-Q/T-Plating-Baking
		신공정	선재-인발-냉간압조-Plating-Baking
직접절삭용		기존공정	봉재-Q/T-가공-(유도가열)
		신공정	봉재-가공-(유도가열)

2.4 냉간가공용 비조질강

냉간가공용 비조질강은 모두 냉간가공시의 가공경화를 이용해서 소입(quenching)·소려(tempering)처리의 생략을 가능하게 한 강이다.

1) 냉간단조용 비조질강

냉간단조용 비조질강은 기계구조용강을 이용해 구상화 소둔처리를 하고 냉간단조해서 성형가공한 후 소입(quenching)·소려(tempering)처리 또는 고주파 소입처리해 제조되는 부품에 있어서 구상화 소둔(annealing)처리와 소입(quenching)·소려(tempering)처리의 생략을 목표로 하여 개발된 강이다. 이 강은 냉간단조성 저해 원소인 C와 Si 등의 함량을 저감하고 냉간단조에 영향이 적은 B를 첨가해 고주파 소입성을 개선하는 것에 의해 필요한 강도특성을 확보한다⁹⁾.

2) 냉간압조용 비조질강

인장강도가 700MPa 이상인 고장력 볼트는 S45C 등의 중탄소강을 이용해 구상화 소둔(annealing)처리를 실시한 후 냉간압조하여 볼트로 가공하고, 추가로 소입(quenching)·소려(tempering)처리하여 제조되어 왔다. 냉간압조용 비조질강은 이 공정 가운데 구상화 소둔(annealing)처리와 소입(quenching)·소려(tempering)처리의 생략을 가능하게 한 강이고, 비조질 볼트용 선재라고도 불려진다. 구상화 소둔(annealing)처리를 생략하기 위해 C 함량을 저감하고, 저탄소화에 의한 강도저하는 Mn을 증가시켜 첨가함으로써 보충한 강이다. 선재상태에서의 미세조직은 페라이트+펄라이트, 혹은 저탄소베이나이트가 주류를 이루고 있다.

냉간압조용 비조질강의 적용 예는 표 2에 나타낸 바와 같이 강도에 따라 적용되는 곳이 다양하다. 냉간압조용 비조질강을 고가공률로 냉간가공한 경우, 구

상화 소둔(annealing)처리재에 비해 변형저항이 높기 때문에 stud나 U볼트 등의 비교적 가공도가 작은 부품에 적용되고 있다. 육각 볼트에 대해서는 저강도 볼트 혹은 가공도가 적게 필요한 볼트에 적용 가능하다.

냉간압조용 비조질강은 세계적으로 볼 때 일본의 철강업계에서 가장 활발하게 연구개발을 추진하여 왔다. 그 결과로 다양한 강종들이 개발되었는데, 대표적인 예를 들면 KOBE 제철에서 개발된 KNCH7 및 KNCH8 강종, 신일본제철에서 개발된 NHF60 및 90 강종, 그리고 최근 스기다강선에서 개발된 LH 강종이 있다. 포항제철에서도 90년대 초반에 PNCH7 강종이 개발되었다. 이 강종들 중에서 KNCH7 및 KNCH8, LH, PNCH7 강종은 C-Si-Mn계 강종들이며, NHF60 및 90 강종은 Nb을 미량합금원소로 함유하고 있다.

열간단조 후 냉각과정에서 오스테나이트가 페라이트와 펄라이트로 변태함과 동시에 페라이트 결정립 내에 미세한 탄화물 또는 질화물 입자들이 석출되어 강화되는 열간단조용 비조질강과는 달리 냉간압조용 비조질강은 압조 이전에 기계적 특성을 확보할 수 있어야 하는데, 종전에는 제어압연과 제어냉각 방법을 주로 사용하였으나 최근에는 신선가공(wire drawing) 후 $\alpha+\gamma$ 이상영역 열처리 또는 γ 단상영역 열처리와 베이나이트 영역에서의 항온변태처리를 실시함으로써 달성하고 있다. 이 과정에서 비조질강의 미세조직은 페라이트와 베이나이트, 펄라이트, 마르텐사이트 등이 혼합된 복합조직을 가진다. 최근 대동특수강과 쓰기다강선이 개발한 LH 강종은 0.25C-0.3Si-1.5Mn을 기본조성으로 하고 있으며 여러 냉간압조용 비조질강들의 화학조성이나 열처리적 측면에서의 기본개념이 TRIP형 강판과 유사하다. 다만, TRIP형 강종들은 가능한 잔류오스테나이트를 다량으로 형성시킴으로써 고강도와 함께 저항복비와 고연성을 가지게 하는 것이 중요하다. 비조질강에서는 반대로 고풍복비가 요구되기 때문에 잔류오스테나이트의 형성을 억제하면서도 고강도와 고연성을 가지도록 합금설계, 선재압연공정, 신선공정, 열처리공정들을 설계하는 것이 중요하다.

Table 2. Application for the bolt steels without Q/T.

Strength	Bolt Type				
	Stud Bolt	U Bolt	Hexagon Head Bolt	Hexagon Head Bolt with Flange	Hexagon Socket Head Bolt
7T	○	○	○	△	×
8T	○	○	○	△	×
9T	○	-	△	×	×
10T	○	-	△	×	×

○ : already in practical use

△ : in limited use for bolts with low compression ratio

× : out of use

3. 실험 방법

3.1 합금제조 및 시편가공

본 연구에서는 0.2%C-0.25%Si-1.5%Mn을 기본조성으로 하여 C 및 Mn의 함량을 각각 0.15~0.25wt.%, 1.5~2.5wt.%로 변화시켜 강종을 설계하였으며 C 및 Mn함량 변화에 따라 0.15C-1.5Mn, 0.20C-1.5Mn, 0.20C-2.0Mn, 0.20C-2.5Mn, 0.25C-1.5Mn으로 표기하였다. 각 강종의 화학조성은 표 3에 나타내었다.

합금 설계된 각 강종들은 전해철에 Mn, Si 등의 합금원소를 첨가하여 진공유도용해 하였으며 주조된 강괴는 15mm 두께로 열간압연하였다. 각 강종들은 1200℃의 Ar 분위기에서 2시간 동안 가열하여 균질화처리를 한 후 열간압연을 실시하였으며 열간압연 개시온도는 1100℃이고 종료온도는 900℃이다. 인장시편, 충격시편 및 피로시편은 시편의 길이방향이 압연방향과 일치하도록 각각 게이지부 길이 25mm, 직경 6mm의 봉상 시편 및 Charpy V-notch 충격시험 시험편을 제작하였다. 피로시험을 위해서는 M5×0.8mm 나사를 모사하여 시험편을 준비하였다.

Table 3. Chemical compositions(wt.%) of the steels investigated.

Steel	C	Si	Mn
0.15C-1.5Mn	0.15	0.25	1.49
0.20C-1.5Mn	0.20	0.25	1.50
0.20C-2.0Mn	0.20	0.25	2.01
0.20C-2.5Mn	0.20	0.24	2.49
0.25C-1.5Mn	0.26	0.25	1.50

3.2 단상영역 열처리 및 항온변태처리

가공된 시편들은 고온용 및 저온용 염욕로를 이용하여 열처리하였다. C, Mn 등 오스테나이트 안정화 원소가 농축된 오스테나이트는 M_s 점이 낮아져서 상온으로 냉각하여도 그대로 잔류하게 된다. 이러한 이유 때문에 높은 항복비가 요구되는 냉간 성형용 비조질강은 강도에 저해가 되는 페라이트가 가능한한 형성되지 않도록 하여야 하며 안정한 오스테나이트를 줄여야 하기 때문에 이상영역 열처리보다는 단상영역 열처리를 하게 된다. 또한 단상영역 열처리시 충분한 시간동안 유지해 주지 않을 경우 압연조직이 그대로 남아 있게 되어 기계적 성질에 악영향을 미치게 된다. 따라서 본 연구에서는 단상영역 열처리 및 항온변태처리 온도 조건을 설정하기 위하여 dilatometer를 이용해서 A_{c1} , A_{c3} 및 M_s 온도를 측정하였다. 측정된 각 강종의 A_{c1} , A_{c3} 및 M_s 점에 대한 결과는 표 4에 나타내었다. 이 결과에 따라 A_{c3} 직상의 온도인 880℃와 910℃에서 20분간 단상영역 열처리를 하고, 항온변태처리는 470℃로부터 30℃를 간격으로 M_s 온도 직하인 350℃까지 각각의 시편에 대해 10분간 항온 유지하였으며 열처리 조건을 표 5에 정리하여 나타내었다.

Table 4. Transformation temperatures(°C) of the steels estimated using dilatometer.

Steel	A _{C1}	A _{C3}	M _S
0.15C-1.5Mn	710	873	440
0.20C-1.5Mn	708	868	410
0.20C-2.0Mn	705	865	401
0.20C-2.5Mn	703	866	383
0.25C-1.5Mn	708	867	393

Table 5. Heat treatment conditions of the steel in this study.

Austenitizing Temp. (°C)	Holding Time (min.)	Isothermal Treatment Temp. (°C)	Holding Time (min.)
880	20	350, 380, 410, 440, 470	10
910			

3.3 항온변태곡선 제작

항온변태곡선 제작을 위해서는 두께 5mm의 시편을 준비하였다. 열처리하는 단상영역 온도인 910°C에서 20분간 유지한 다음 600°C부터 350°C 사이의 여러 온도에서 시간을 달리하여 항온 유지하였다. 항온변태처리 후 각 시편의 미변태 오스테나이트를 마르텐사이트로 변태시키기 위해 수냉하였으며, 광학현미경을 이용하여 각상의 변태 진행 과정을 관찰하였다. 또한, 각 시편에 대해 영상분석(image analysis)을 실시하여 변태상의 부피 분율을 측정하였다. 항온변태곡선은 이들 결과에 기초하여 제작하였으며, 열처리 시간이 아주 짧은 부분에서는 실험적인 문제로 인한 오차가 발생할 수 있다.

3.4 기계적 성질 측정

각 강종들의 열처리에 따른 기계적 성질은 인장시험기 및 충격시험기를 사용하여 측정하였다. 상온에서 2.5mm/min의 cross-head speed로 인장실험을 하였으며, 항복강도, 인장강도, 그리고 파단시까지의 인장 연신율을 측정하였다. 충격시험은 상온에서 Charpy 충격시험기를 이용하여 3회 측정 후 평균값을 구하였다. 피로시험은 인장시험과 충격시험의 결과, 어느 정도 인성을 나타내는 강종을 대상으로 실시하였다. 측정된 인장강도의 일정 분율을 평균값으로 잡고 100~200MPa 사이의 값을 응력진폭으로 하여 20Hz의 주파수로 시험하였다.

3.5 미세조직 관찰

열처리조건에 따른 미세조직 변화는 광학현미경을 이용하여 관찰하였다. 항온변태곡선 제작 및 인장시험편의 미세조직의 관찰을 위해 3% 나이탈 용액을 사용하였으며 인장 시험편의 grip부분을 절단하여 시료를 준비하였다. 충격시험편의 파면은 SEM을 이용하여 관찰하였다.

4. 실험 결과

4.1 열간압연재의 미세조직

그림 1은 열간압연 상태의 0.15C-1.5Mn, 0.20C-1.5Mn, 0.20C-2.0Mn, 0.20C-2.5Mn 및 0.25C-1.5Mn의 미세조직을 나타내고 있다. C 함량을 0.15~0.25wt.%로 변화시킨 0.15C-1.5Mn(그림 (a)), 0.20C-1.5Mn(그림 (b)), 그리고 0.25C-1.5Mn(그림 (c))은 모두 페라이트와 펄라이트 혼합조직을 이루고 있고 압연방향으로 나란하게 밴드조직(banded structure)을 이루고 있으며, C의 함량이 많아지면서 펄라이트의 분율이 높아짐을 관찰할 수 있다. Mn 함량을 높인 0.20C-2.0Mn(그림 (d))와 0.20C-2.5Mn(그림 (e))에서는 침상형태의 페라이트 및 펄라이트, 그리고 일부 밴드형태의 베이나이트를 관찰할 수 있다. 이러한 밴드조직(banded structure)은 용융 상태의 합금을 주형에 부어 응고시킬 때 응고도중에 고상과 액상간에 충분한 확산이 일어나지 않아 Mn과 C가 동시에 편석되는 부분이 생기고, 이 강괴편석은 균질화 열처리와 그 후의 열간 가공에 의해 어느 정도는 균질화가 이루어지나 Mn에 의한 C의 확산속도 감소와 Mn 자체의 느린 확산속도 때문에 완전하게는 해소가 안되고 압연에 의해 압연방향으로 길게 늘어나게 된다¹⁴⁾. 이와 같은 밴드조직(banded structure)이 나타나는 경우 강의 기계적 성질이 압연방향과 그 직각방향에서 크게 달라지기 때문에 단상영역 열처리 과정에서 완전히 분해해야 한다. 물론 온도가 높을수록 확산균일화는 빠르지만 결정립의 조대화도 현저해지므로 주의해야 한다

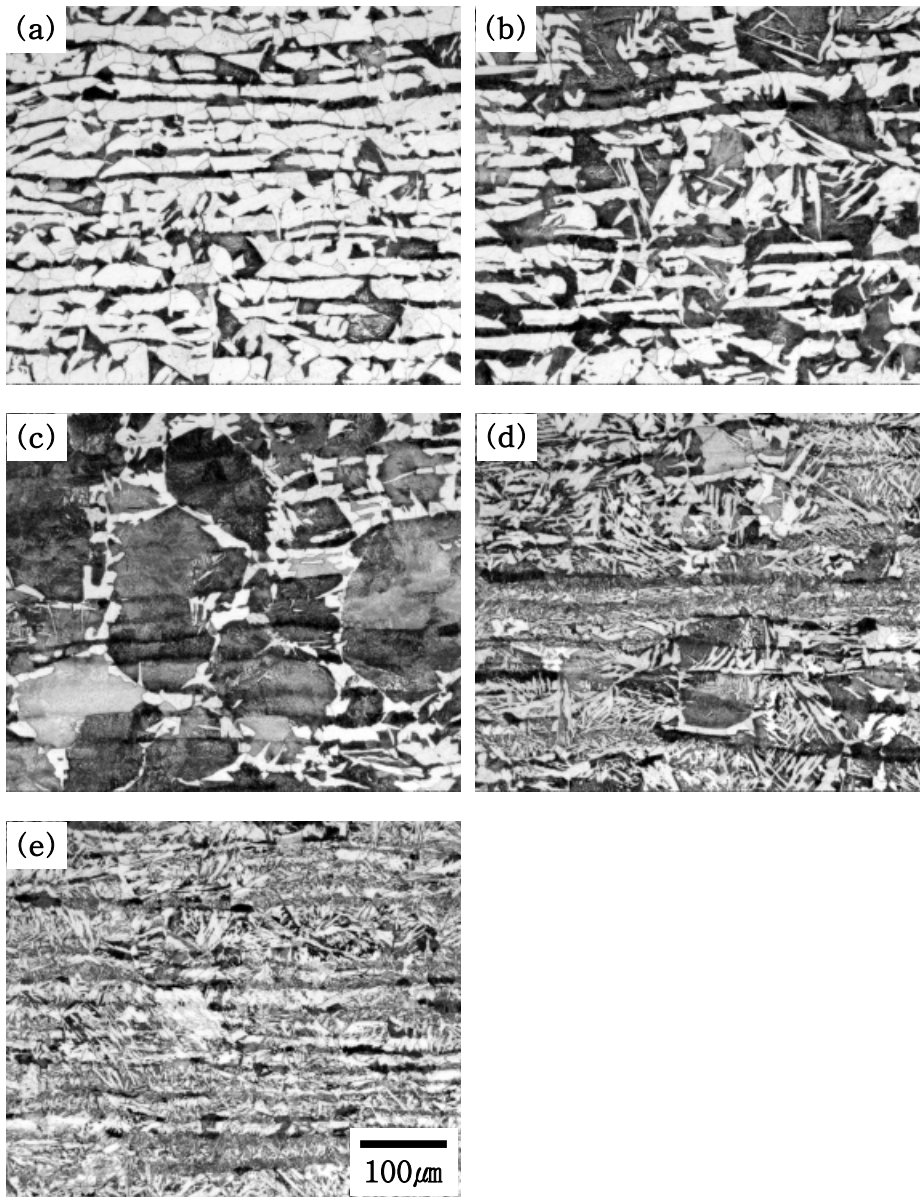


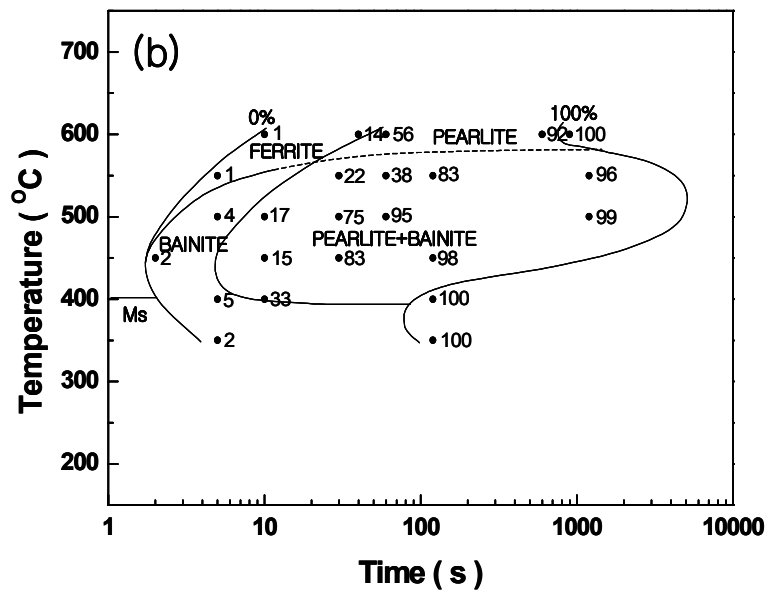
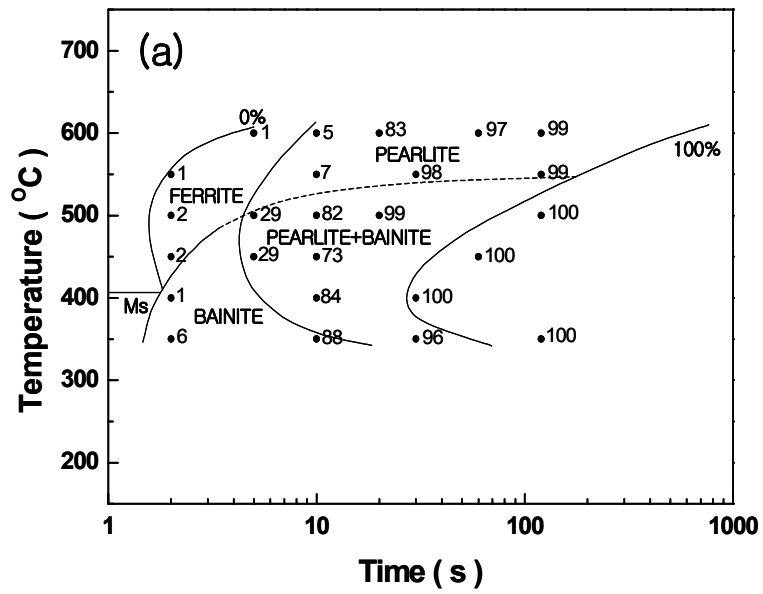
Fig. 1. Optical micrographs of (a) 0.15C-1.5Mn, (b) 0.20C-1.5Mn, (c) 0.20C-2.0Mn, (d) 0.20C-2.5Mn, and (e) 0.25C-1.5Mn steels as hot-rolled condition.

4.2 항온변태곡선

그림 2는 본 실험의 기본조성인 0.20C-1.5Mn과 Mn 및 C 함량을 각각 변화시킨 0.20C-2.0Mn 및 0.25C-1.5Mn 강종의 항온변태곡선으로서 910°C에서 20분간 단상영역 열처리를 실시한 후 항온변태처리를 실시한 것이다. 곡선내의 숫자들은 항온 유지시키는 동안 오스테나이트로부터 변태된 상의 전체 분율을 나타낸 것이며, 0.20C-1.5Mn(그림 2(a))과 0.20C-2.0Mn(그림 2(b))은 매우 짧은 잠복기로 인하여 변태 시작점을 결정하는데 어려움이 있어 다소 오차가 있을 수 있다. 0.20C-1.5Mn(그림 2(a))은 600°C의 높은 항온변태처리 온도 영역에서는 페라이트와 펄라이트가 형성이 되고, 550°C 부근의 온도에서부터 베이나이트 변태가 일어나기 시작하여 펄라이트와 베이나이트가 동시에 생성되며, 변태완료시간은 대체적으로 100s 이하의 짧은 시간 내에 변태가 완료되는 것을 알 수 있다. 기본조성에서 Mn의 함량을 증가시킨 0.20C-2.0Mn(그림 2(b))은 0.20C-1.5Mn(그림 2(a))에 비해 베이나이트 변태시작온도가 50°C 정도 높기 때문에 베이나이트 변태 영역이 넓게 나타나며, 변태완료시간은 M_s 온도 근처에서는 0.20C-1.5Mn(그림 2(a))과 비교해서 큰 차이가 없으나 450°C이상의 온도에서는 변태가 완료되기까지 상당한 시간을 필요로 한다. 기본조성에서 C 함량을 증가시킨 경우(그림 2(c))는 베이나이트 변태 영역이 다소 넓어지지만 큰 차이는 볼 수 없으며, C 함량 증가에 의해 변태개시 시간이 장시간 측으로 이동된다.

그림 3은 각 온도에서의 항온변태처리 온도와 시간에 따른 0.20C-2.0Mn의 미세 조직을 나타낸 것이다. 항온변태처리 온도 550°C에서 30sec동안 유지한 경우(그림 3(a)) 베이나이트내 페라이트(bainitic ferrite)의 래스(lath)가 생성되면서 그 주위의 prior 오스테나이트의 입계에서 동시에 펄라이트가 형성되며 래스사이에서 탄화물의 입자는 관찰되지 않는다. 변태가 진행되면서(그림 3(b)) 베이나이트내 페라이트 래스(bainitic ferrite lath)의 폭이 조대화되며 이들 래스사이에서 펄라이트가 형성됨을 알 수 있고 일부 미변태 오스테나이트는 냉각과정에서 마르

텐사이트로 변태하였다. 항온변태처리 온도 450℃에서 10sec동안 유지한 경우(그림 3(c)), 550℃의 경우(그림 3(a))와 마찬가지로 베이나이트내 페라이트 래스 (bainitic ferrite lath)의 생성과 함께 펄라이트가 일부 생성되나 550℃의 경우와는 달리, 일부 베이나이트내 페라이트 래스 (bainitic ferrite lath)사이에서 탄화물을 관찰할 수 있고, 변태시간이 길어지면서(그림 3(d)) 대부분의 베이나이트내 페라이트 래스(bainitic ferrite lath) 사이에서 탄화물이 석출되고 있으며 래스 폭의 변화는 거의 일어나지 않고 있다. 또한 펄라이트는 광학현미경 조직상에서 베이나이트의 변태가 진행됨에 따라 주로 prior 오스테나이트의 입계를 따라서 미세하게 형성되는 것으로 판단된다(그림 4). 각상의 분율은 강종에 따라 다소 차이는 나타나고 있으나 이러한 상변태 과정은 유사하게 나타난다.



continued

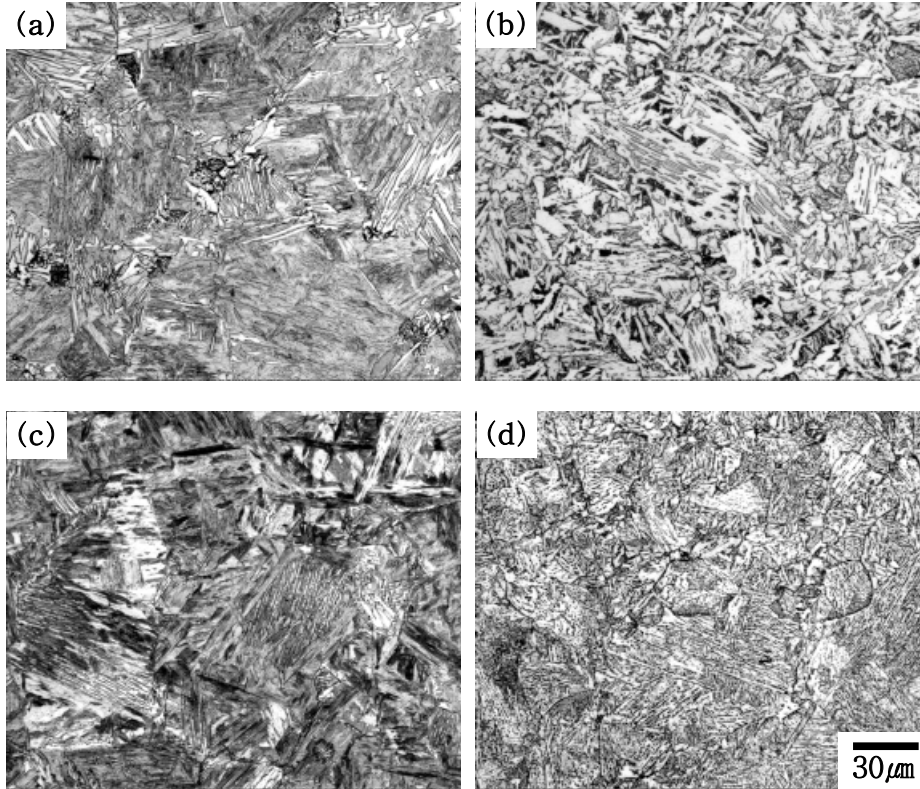


Fig. 3 . Optical micrographs of bainitic ferrite of the steel austenitized at 910°C for 20minutes and isothermally transformed. (a) 550°C, 30sec (b) 550°C, 1200sec (c) 450°C, 10sec (d) 450°C, 120sec

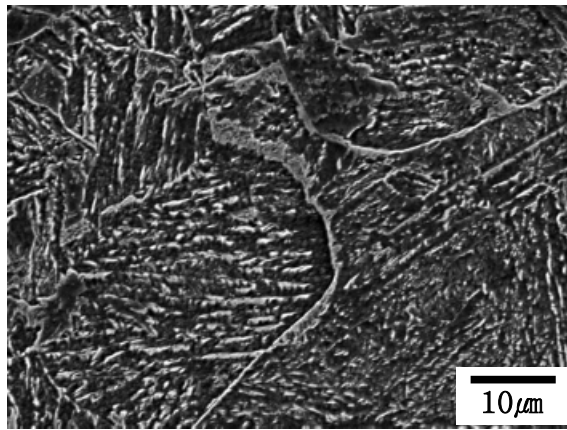


Fig. 4 . Scanning electron micrograph of the specimen shown in Fig. 3 (d).

4.3 인장성질 및 충격특성

4.3.1 열처리 및 C 함량에 따른 인장성질

그림 5에서 그림 8은 열처리 조건과 0.15C-1.5Mn, 0.20C-1.5Mn 및 0.25C-1.5Mn의 C 함량 변화에 따른 각 강종의 인장성질을 정리하여 나타낸 것이다. 열처리 조건에 따른 인장성질을 비교하여 보면 단상영역 열처리에 관계없이 항온변태처리 온도에 따른 항복강도와 인장강도(그림 5)는 항온변태처리 온도가 낮아짐에 따라 증가하며, 항복비는 0.15C-1.5Mn(그림 6(a))을 제외하고 0.20C-1.5Mn(그림 6(b))과 0.25C-1.5Mn(그림 6(c))은 항온변태처리 온도의 감소에 따라 증가하는 것을 볼 수 있다. 단면감소율(그림 7)은 세 강종 모두 항온변태처리 온도에 따른 영향이 거의 없이 전 온도구간에서 비슷한 값을 나타내고 있으며, 연신율(그림 8)은 온도가 낮아짐에 따라 감소하는 경향을 나타낸다. 단상영역 열처리에 따른 인장성질을 보면 세 강종 모두 저온의 항온변태처리 온도구간에서는 910℃에서 단상영역 열처리를 실시했을 때, 항복강도와 인장강도(그림 5), 그리고 0.15C-1.5Mn(그림 6(a))의 경우를 제외한 항복비가 880℃에서 단상영역 열처리를 실시한 경우보다 다소 증가하지만 차이는 크지 않고, 항온변태처리 온도가 높아질수록 차이가 없어지고 동등한 수준을 나타내고 있다. 연신율은 0.15C-1.5Mn(그림 8(a))의 경우, 저온의 항온변태처리 온도구간에서는 880℃에서 단상영역 열처리를 실시한 경우가 910℃보다 다소 연신율이 증가하나 항온변태처리 온도가 높아지면서 차이가 없어지는 경향을 나타내고 있으나 0.20C-1.5Mn(그림 8(b))과 0.25C-1.5Mn(그림 8(c))에서는 전반적으로 910℃보다 880℃에서 단상영역 열처리를 실시한 경우가 다소 증가하고 있다. C 함량을 변화시켜 각각의 열처리를 했을 때, 단상영역 열처리 조건에 따른 인장성질의 변화는 크지 않지만, 항온변태처리 온도에 대해서는 항온변태처리 온도가 낮은 350℃와 380℃ 구간에서는 인장성질에 차이가 뚜렷하게 나타난다. 본 연구의 목적 중 하나인 인장강도 800MPa 이상과 항복비 0.8이상의 요구조건에 대해서 0.15C-1.5Mn과 0.20C-1.5Mn은 조건에 미달되는 낮은 값을 보이고 있으며, 0.25C-1.5Mn의 경우는 항복비에

있어서는 910℃에서 단상영역 열처리를 하고 350℃와 380℃에서 항온변태처리를 실시한 경우 0.8 이상, 그리고 인장강도는 350℃에서 항온변태처리를 실시한 경우에만 800MPa 이상으로 요구조건을 만족하는 결과를 나타내고 있다.

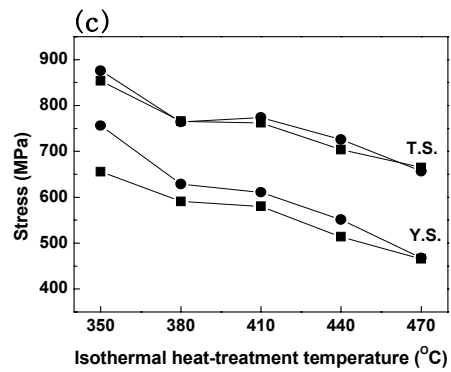
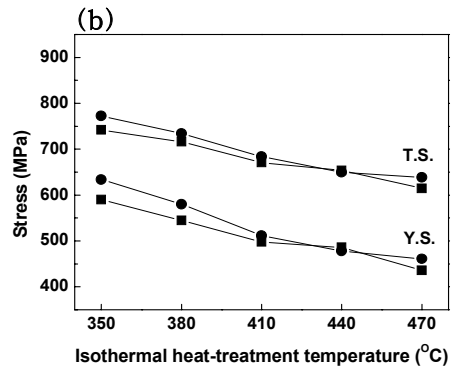
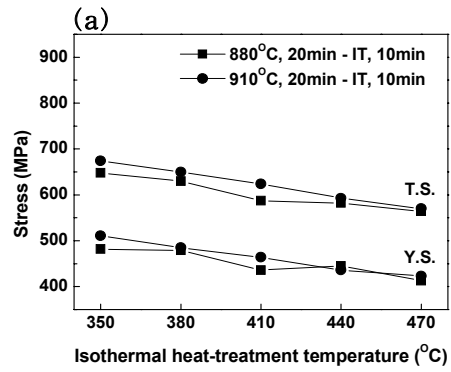


Fig. 5. Tensile and yield stress of (a)0.15C-1.5Mn, (b)0.20C-1.5Mn, and (c)0.25C-1.5Mn steels austenitized at 880°C and 910°C followed by isothermal heat-treatment at various temperatures.

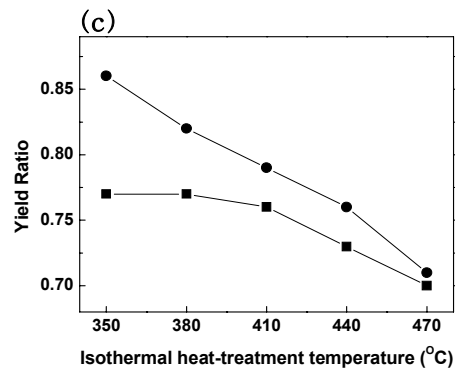
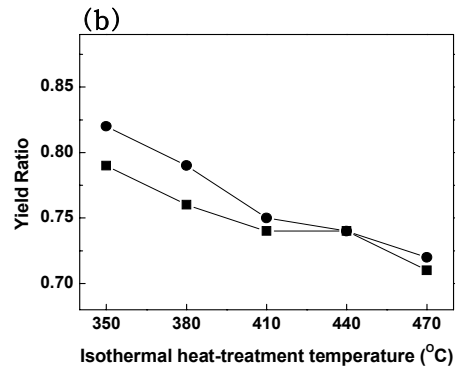
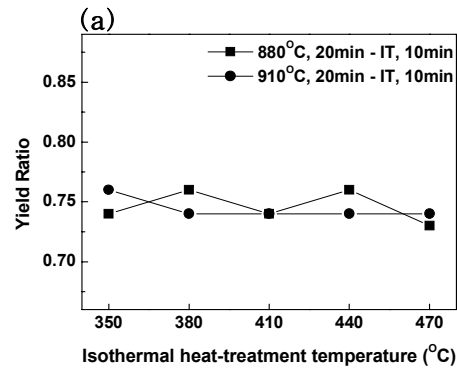


Fig. 6. Yield ratio of (a)0.15C-1.5Mn, (b)0.20C-1.5Mn, and (c)0.25C-1.5Mn steels austenitized at 880°C and 910°C followed by isothermal heat-treatment at various temperatures.

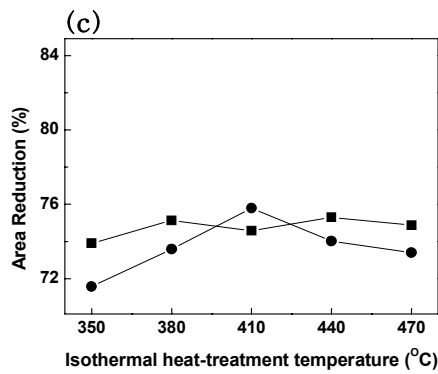
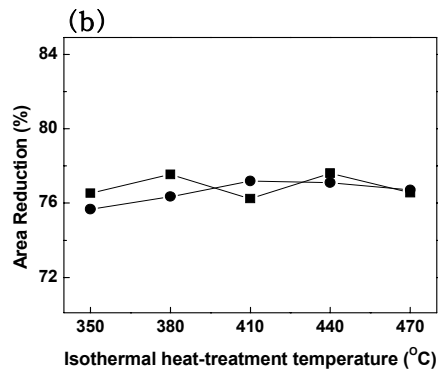
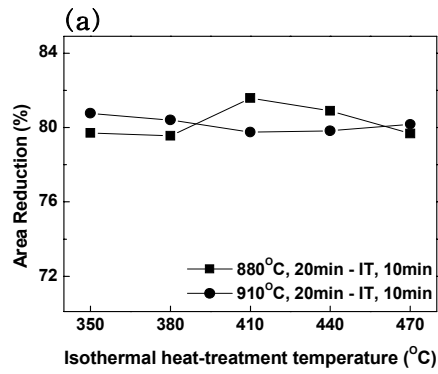


Fig. 7. Area reduction of (a)0.15C-1.5Mn, (b)0.20C-1.5Mn, and (c)0.25C-1.5Mn steels austenitized at 880°C and 910°C followed by isothermal heat-treatment at various temperatures.

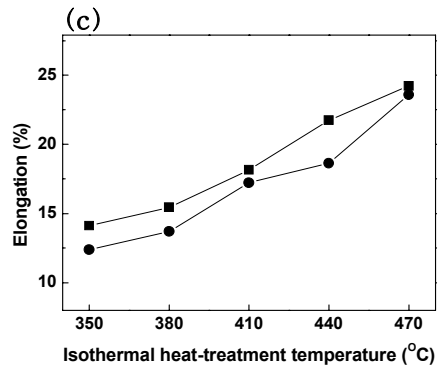
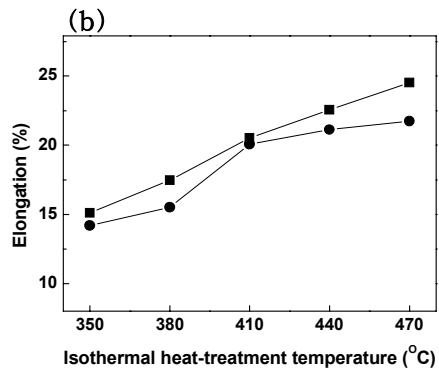
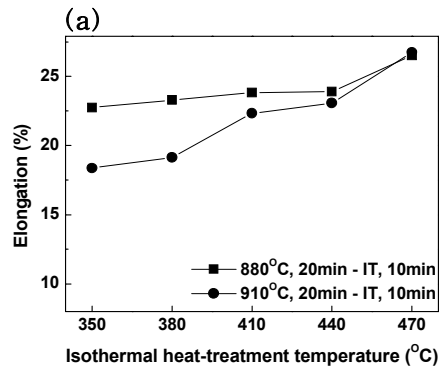


Fig. 8. Elongation of (a)0.15C-1.5Mn, (b)0.20C-1.5Mn, and (c)0.25C-1.5Mn steels austenitized at 880°C and 910°C followed by isothermal heat-treatment at various temperatures.

4.3.2 열처리 및 Mn 함량에 따른 인장성질

그림 9에서 그림 12는 열처리 조건과 Mn 함량 변화에 따른 각 강종의 인장성질을 정리하여 나타낸 것이다. 그림 5에서 그림 8의 0.15C-1.5Mn, 0.20C-1.5Mn 및 0.25C-1.5Mn과 마찬가지로 항온변태처리와 단상영역 열처리 온도에 따른 항복강도, 인장강도, 항복비, 그리고 연신율에서 비슷한 경향을 나타내고 있으나, 0.20C-2.5Mn(그림 9(c))의 경우, 항온변태처리 온도 380°C 이상의 온도에서는 다른 강종들과는 달리 880°C에서 단상영역 열처리를 한 경우가 910°C에서 단상영역 열처리를 실시한 경우 보다 항복강도 및 인장강도가 다소 높게 나타나고 있다. 단면감소율(그림 11(c))은 항온변태처리 온도가 낮아짐에 따라 연신율(그림 12(c))이 증가함에도 불구하고 감소하고 있음을 볼 수 있는데, 이는 necking이 일어나기 직전까지의 균일 연신이 상당히 크고 necking이 일어난 직후 파단이 일어난 것을 나타낸다. Mn 함량을 변화시켜 각각의 열처리를 실시한 경우, C 함량을 변화시켜 열처리를 실시한 경우와 마찬가지로 인장성질에 대한 단상영역 열처리 온도의 영향은 그다지 크지 않지만 항온변태처리 온도 및 합금 원소 함량 변화에 따른 인장성질은 큰 차이를 나타내고 있다. 특히, 910°C에서 단상영역 열처리를 하여 항온변태처리를 실시한 경우, 항온변태처리 온도 380°C와 350°C사이에서 항복강도 및 인장강도가 각각 100MPa 정도 증가하며 Mn 함량 증가에 따라서는 항복강도와 인장강도가 항온변태처리 온도 380°C에서 200MPa정도, 350°C에서 300MPa정도 증가하였으며 항복비도 이들 온도영역에서 Mn 함량이 2.0% 이상인 경우는 0.8이상의 고향복비를 얻을 수 있었다.

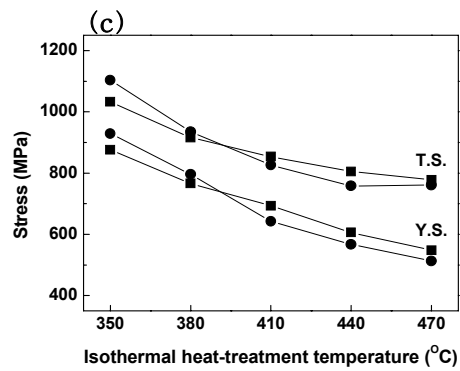
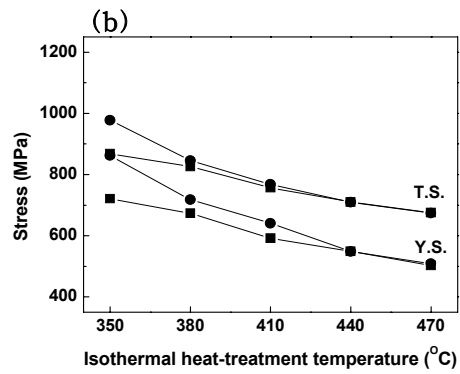
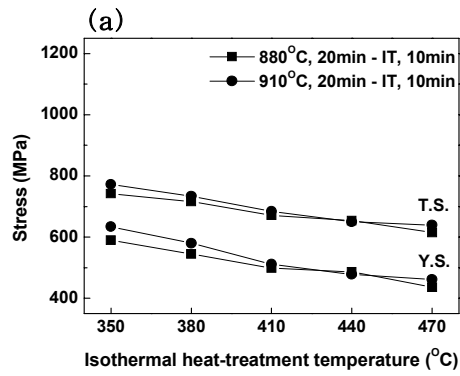


Fig. 9. Tensile and yield stress of (a)0.20C-1.5Mn, (b)0.20C-2.0Mn, and (c)0.20C-2.5Mn steels austenitized at 880°C and 910°C followed by isothermal heat-treatment at various temperatures.

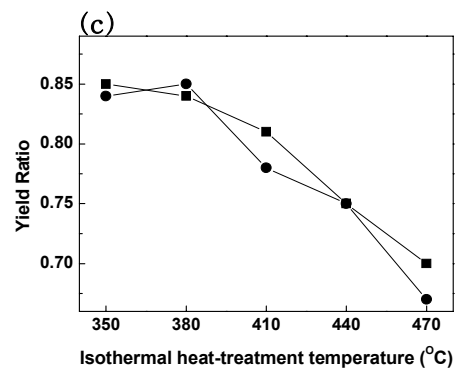
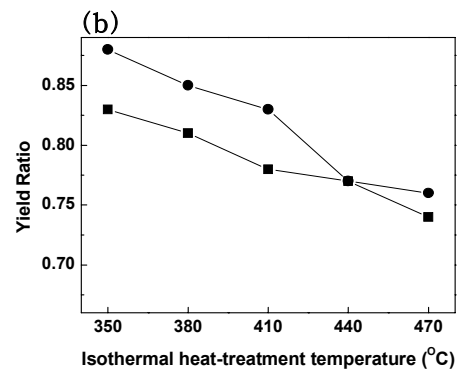
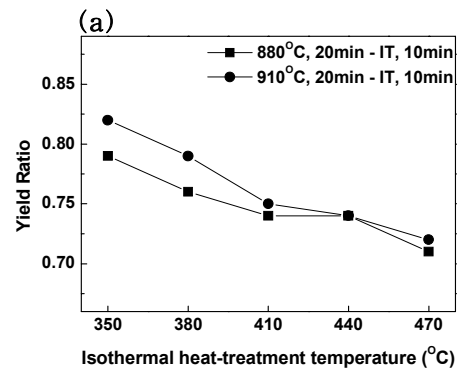


Fig. 10. Yield ratio of (a)0.20C-1.5Mn, (b)0.20C-2.0Mn, and (c)0.20C-2.5Mn steels austenitized at 880°C and 910°C followed by isothermal heat-treatment at various temperatures.

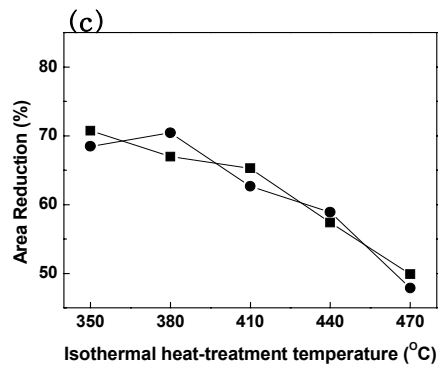
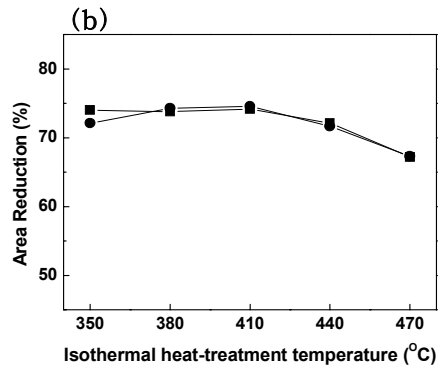
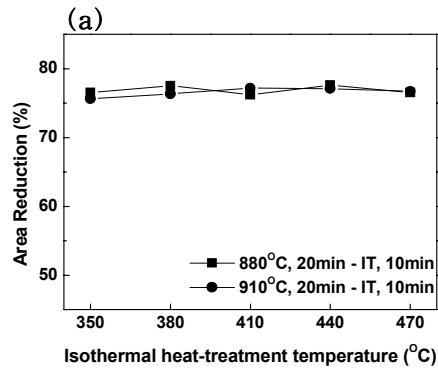


Fig. 11. Area reduction of (a)0.20C-1.5Mn, (b)0.20C-2.0Mn, and (c)0.20C-2.5Mn steels austenitized at 880°C and 910°C followed by isothermal heat-treatment at various temperatures.

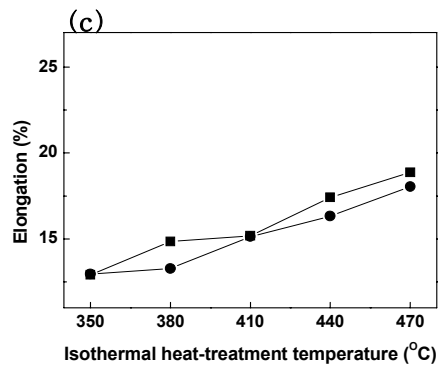
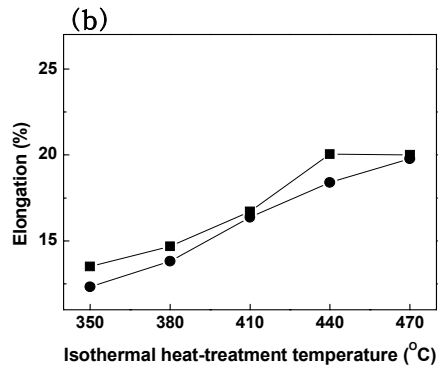
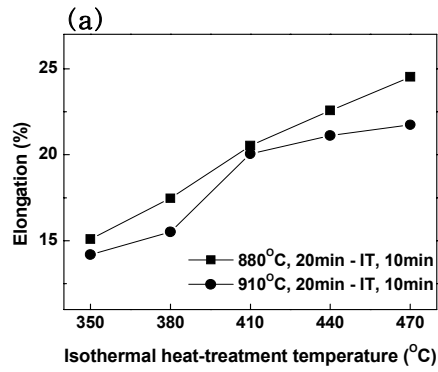


Fig. 12. Elongation of (a)0.20C-1.5Mn, (b)0.20C-2.0Mn, and (c)0.20C-2.5Mn steels austenitized at 880°C and 910°C followed by isothermal heat-treatment at various temperatures.

4.3.3 충격특성

그림 13은 열처리 조건 및 합금원소 함량에 따른 충격특성을 나타낸 것이다. 열처리에 따른 충격특성을 살펴보면 단상영역 열처리 조건에 관계없이 항온변태 처리 온도 변화에 따라 거의 모든 강종에서 동등한 수준의 충격치를 나타내고 있으며, 단상영역 열처리 조건에 따라서는 910℃(그림 13(b))에서 단상영역 열처리를 실시한 경우가 880℃(그림 13(a))에서 단상영역 열처리를 하였을 때보다 충격치가 전체적으로 감소하지만 큰 차이는 나타나지 않는다. 합금원소에 따라서는 C와 Mn의 함량의 증가에 따라서 충격치가 감소하고 있는 것을 볼 수 있는데, 특히, 0.20C-2.5Mn의 경우가 현저하다. 근간에 개발되어 실용화 단계까지 와 있는 고강도·고인성 비조질강은 충격치 100J/cm² 이상을 요구하고 있는데¹⁵⁾, 본 실험에서는 0.20C-2.5Mn을 제외하고 모든 강종에서 150J/cm² 이상의 만족할 수 있는 충격치를 확보할 수 있었다. 따라서 강도·인성 balance 측면에서 살펴보았을 때, 기본조성에서 Mn을 0.5% 증가시킨 0.20C-2.0Mn과 C를 0.05% 증가시킨 0.25C-1.5Mn의 경우가 단상영역 열처리와 항온변태처리의 적절한 조합에 의해 고강도·고인성 및 고향복비의 요구를 만족시키기에 유리함을 알 수 있었다.

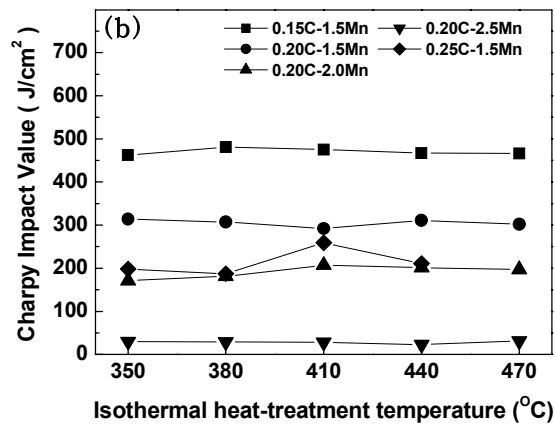
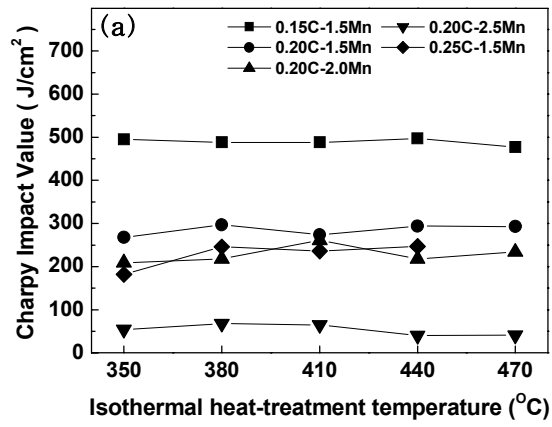


Fig. 13. Fracture properties of steels austenitized at (a)880°C and (b)910°C for 20 minutes followed by isothermal heat-treatment at each temperatures for 10 minutes.

4.4 미세조직

4.4.1 열처리 및 C 함량에 따른 미세조직

그림 14, 15, 16은 각각 C 함량을 변화시킨 0.15C-1.5Mn, 0.20C-1.5Mn, 그리고 0.25C-1.5Mn의 미세조직을 단상영역 열처리 온도와 항온변태처리 온도별로 나타낸 광학현미경 사진들이다. 열처리에 따른 0.15C-1.5Mn(그림 14)의 미세조직의 변화는 단상영역 열처리 조건을 달리하고 항온변태처리 온도를 동일하게 하였을 때의 미세조직은 거의 유사하게 나타나며, 항온변태처리에 따라서는 항온변태처리 온도의 저하에 의해 펄라이트 분율의 변화없이 베이나이트내 페라이트 래스(bainitic ferrite lath)가 다소 미세하여졌음을 볼 수 있다. 이와 같은 0.15C-1.5Mn(그림 14)의 미세조직 결과에 의해 앞 절에서 살펴본 0.15C-1.5Mn의 단상영역 열처리에 따른 인장성질의 변화가 크게 나타나지 않는 것으로 판단이 된다. 그러나 이러한 열처리에 따른 미세조직상의 변화 경향은 0.20C-1.5Mn(그림 15) 및 0.25C-1.5Mn(그림 16)의 경우 0.15C-1.5Mn(그림 14)과는 다소 다른 경향을 나타내고 있다. 즉, 단상영역 열처리에 따라서는 910℃에서 열처리한 시료의 미세조직에서 베이나이트내 페라이트 래스(bainitic ferrite lath)가 잘 발달되어 있고 탄화물의 석출형태가 미세하게 나타나며, 펄라이트의 분율은 880℃에서 단상영역 열처리를 실시한 경우가 910℃의 경우보다 증가하고 있는 것을 볼 수 있다. 항온변태처리에 따라서는 항온변태처리 온도가 저하할수록 베이나이트내 페라이트 래스(bainitic ferrite lath)가 미세해지는 것을 볼 수 있고 펄라이트의 분율은 감소한다. 세 강종의 전체적인 미세조직의 구성상은 베이나이트, 소량의 페라이트, 그리고 펄라이트로 이루어져 있으나 0.25C-1.5Mn(그림 16)의 미세조직에서 880℃ 와 910℃에서 단상영역 열처리를 한 후 401℃의 M_s 점 보다 낮은 온도인 350℃에서 항온변태처리한 미세조직의 경우는 전혀 다른 형태를 나타내고 있는데, 마르텐사이트와 베이나이트가 미세조직의 주를 이루고 있는 것으로 판단되나 구분하기가 매우 어렵다. 이는 단상영역으로부터 M_s 온도 아래로 냉각

되면서 변태 초기에 마르텐사이트가 먼저 생성이 되고 항온 유지시키는 동안 마르사이트로 변태되지 않은 오스테나이트 영역에서 베이나이트가 생성이 되는 것이며 또한, 이 항온 유지시간 동안 초기에 생성된 마르텐사이트에서 자연적으로 템퍼링이 일어난 것으로 사료된다. 그러나 M_s 온도가 각각 440°C 와 410°C 인 0.15C-1.5Mn(그림 14)과 0.20C-1.5Mn(그림 15)의 경우는 M_s 점보다 낮은 항온변태처리 온도 구간의 미세조직에서 마르텐사이트를 관찰할 수 없는데 이는 저합금화에 따른 소입성 감소에 의한 것으로 판단된다.

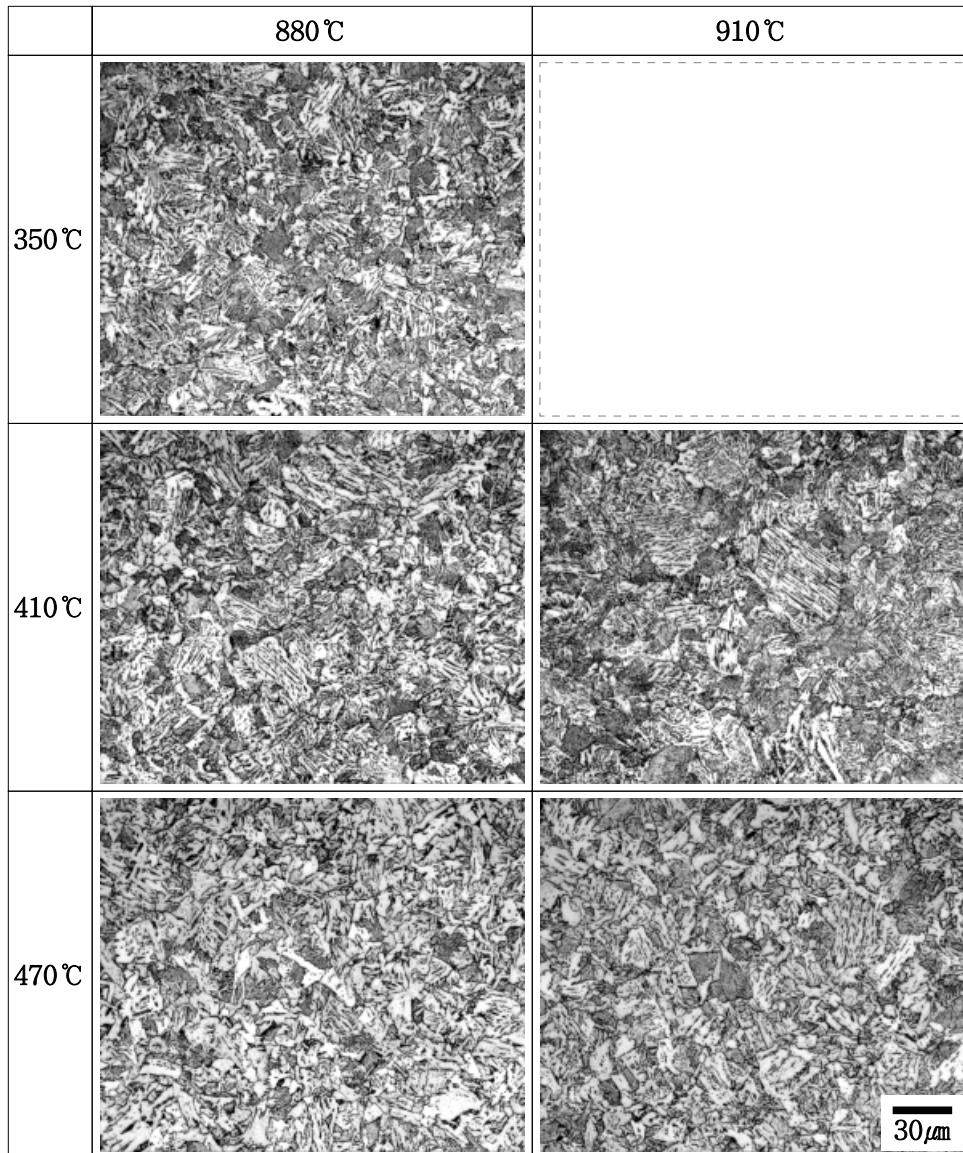


Fig. 14. Optical micrographs of 0.15C-1.5Mn steel austenitized at 880°C and 910°C for 20minutes followed by isothermal heat-treatment at 350°C, 410°C, and 470°C for 10minutes.

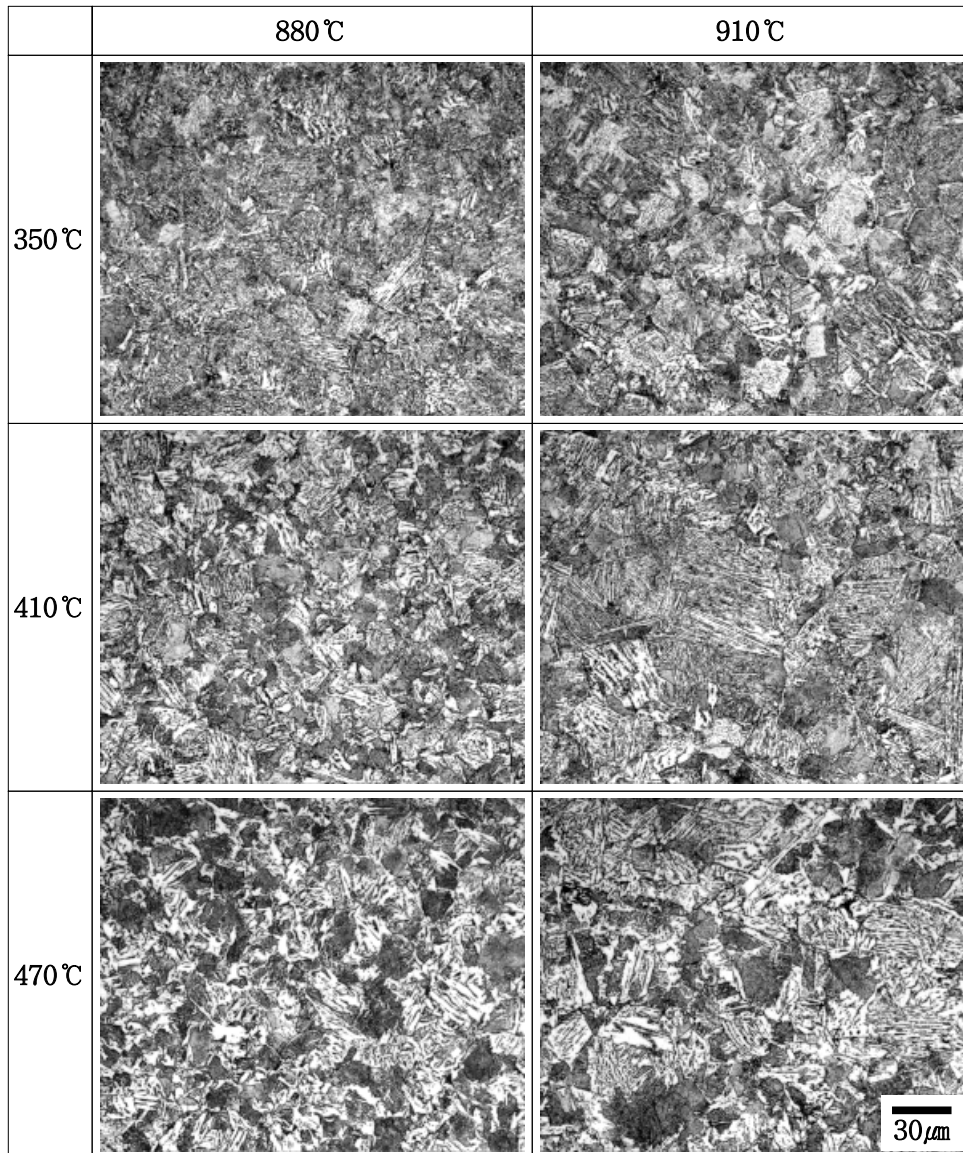


Fig. 15. Optical micrographs of 0.20C-1.5Mn steel austenitized at 880°C and 910°C for 20minutes followed by isothermal heat-treatment at 350°C, 410°C, and 470°C for 10minutes.

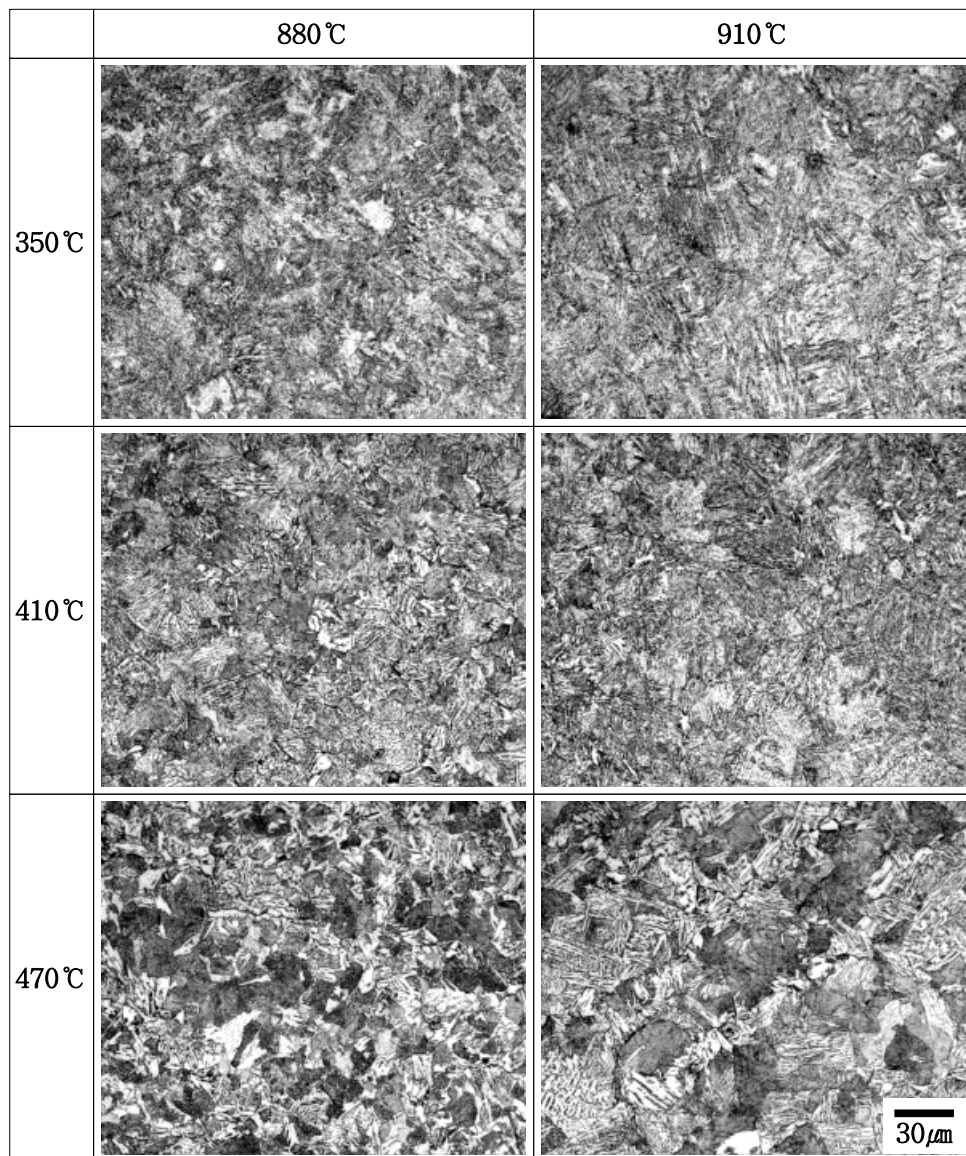


Fig. 16. Optical micrographs of 0.25C-1.5Mn steel austenitized at 880°C and 910°C for 20minutes followed by isothermal heat-treatment at 350°C, 410°C, and 470°C for 10minutes.

4.4.2 열처리 및 Mn 함량에 따른 미세조직

그림 17, 18, 19는 각각 Mn의 함량을 변화시킨 0.20C-1.5Mn, 0.20C-2.0Mn, 그리고 0.20C-2.5Mn의 미세조직을 단상영역 열처리 온도와 항온변태처리 온도별로 나타낸 광학현미경 사진들이다. 기본조성인 0.20C-1.5Mn(그림 17)에서 Mn의 함량을 증가시킨 0.20C-2.0Mn(그림 18)과 0.20C-2.5Mn(그림 19)의 열처리에 따른 미세조직의 변화 경향은 C 함량을 변화시켜 열처리를 실시한 경우와는 다소 차이를 나타내고 있다. 먼저 단상영역 열처리에 따른 미세조직을 살펴보면, 410°C와 470°C에서 항온변태처리를 실시한 경우 단상영역 열처리 온도에 따라 prior 오스테나이트의 결정립 크기에 큰 차이가 있음을 알 수 있는데, 0.20C-2.0Mn(그림 18)과 0.20C-2.5Mn(그림 19) 모두 910°C에서 단상영역 열처리를 실시한 경우, 10~15 μ m 크기의 미세한 결정립이 관찰되지만 결정립 크기 35~50 μ m 정도의 오스테나이트가 전체적으로 분포하고 있으며, 880°C에서 단상영역 열처리를 실시한 경우는 25~30 μ m 정도의 크기로 성장된 결정립을 관찰할 수 있으나 10~15 μ m 크기의 결정립이 상당 부분 차지하고 있다. 베이나이트의 형태에서도 다소 차이가 나타나고 있는데, 베이나이트내 페라이트 래스(bainitic ferrite lath)의 폭에서는 큰 차이가 없지만 880°C보다는 910°C에서 단상영역 열처리를 실시한 경우의 미세조직에서 래스가 잘 발달되어 있다. 베이나이트의 패킷 크기는 880°C에서 단상영역 열처리를 실시한 경우가 미세하며 펄라이트의 분율도 증가하고 있는 것을 볼 수 있는데 주로 prior 오스테나이트 입계를 따라서 형성되어 있다. Ms 온도보다 낮은 350°C에서 항온변태처리를 실시한 경우는 단상영역 열처리 온도에 의해 결정되는 prior 오스테나이트 결정립 크기 변화에 따른 마르텐사이트 및 베이나이트의 래스의 변화를 관찰할 수 있으며, 패킷 크기에서도 차이가 있을 것으로 사료된다. 항온변태처리 온도에 따라서는 910°C에서 단상영역 열처리된 시료의 경우(그림 18, 19), 항온변태처리 온도 470°C에서는 미세조직이 베이나이트, 펄라이트, 소량의 페라이트, 그리고 항온변태가 완료되지 않아 나타

나는 밴드형태의 마르텐사이트로 이루어져 있으나 항온변태처리 온도가 낮아지면서 펄라이트와 밴드형태의 마르텐사이트의 분율이 크게 감소하는 것을 볼 수 있다. M_s 온도보다 낮은 온도인 350°C 에서 항온변태처리를 실시한 경우의 미세조직은 0.25C-1.5Mn(그림 16)의 880°C 와 910°C 에서 단상영역 열처리를 실시한 후 350°C 에서 항온변태처리를 실시한 미세조직과 마찬가지로 자연 템퍼링된 마르텐사이트와 베이나이트로 구성되어 있으며 두상의 구분이 상당히 어렵다. 이러한 마르텐사이트의 형성이 M_s 온도 아래에서의 큰 폭의 강도 증가의 주요 원인으로 작용하는 것으로 판단된다.

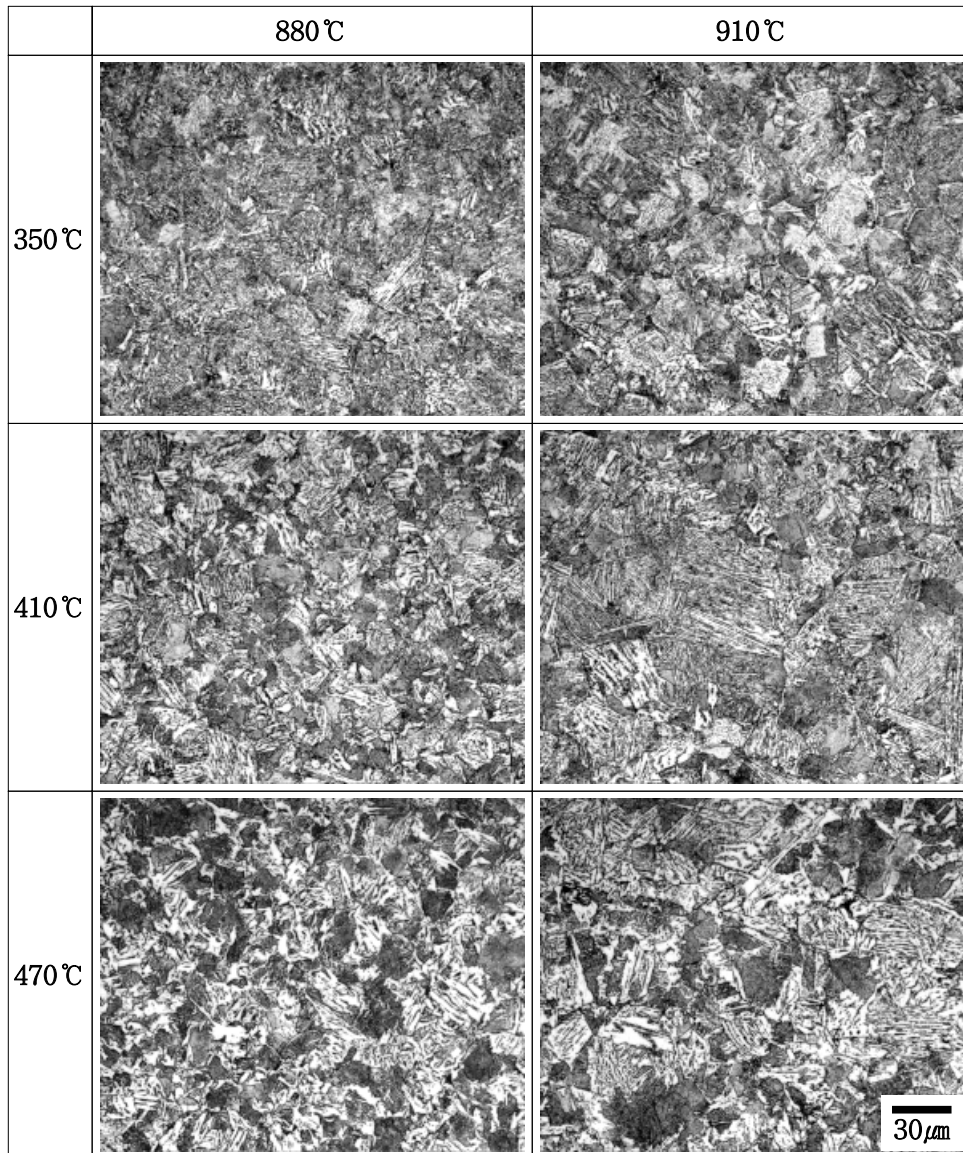


Fig. 17. Optical micrographs of 0.20C-1.5Mn steel austenitized at 880°C and 910°C for 20minutes followed by isothermal heat-treatment at 350°C, 410°C, and 470°C for 10minutes.

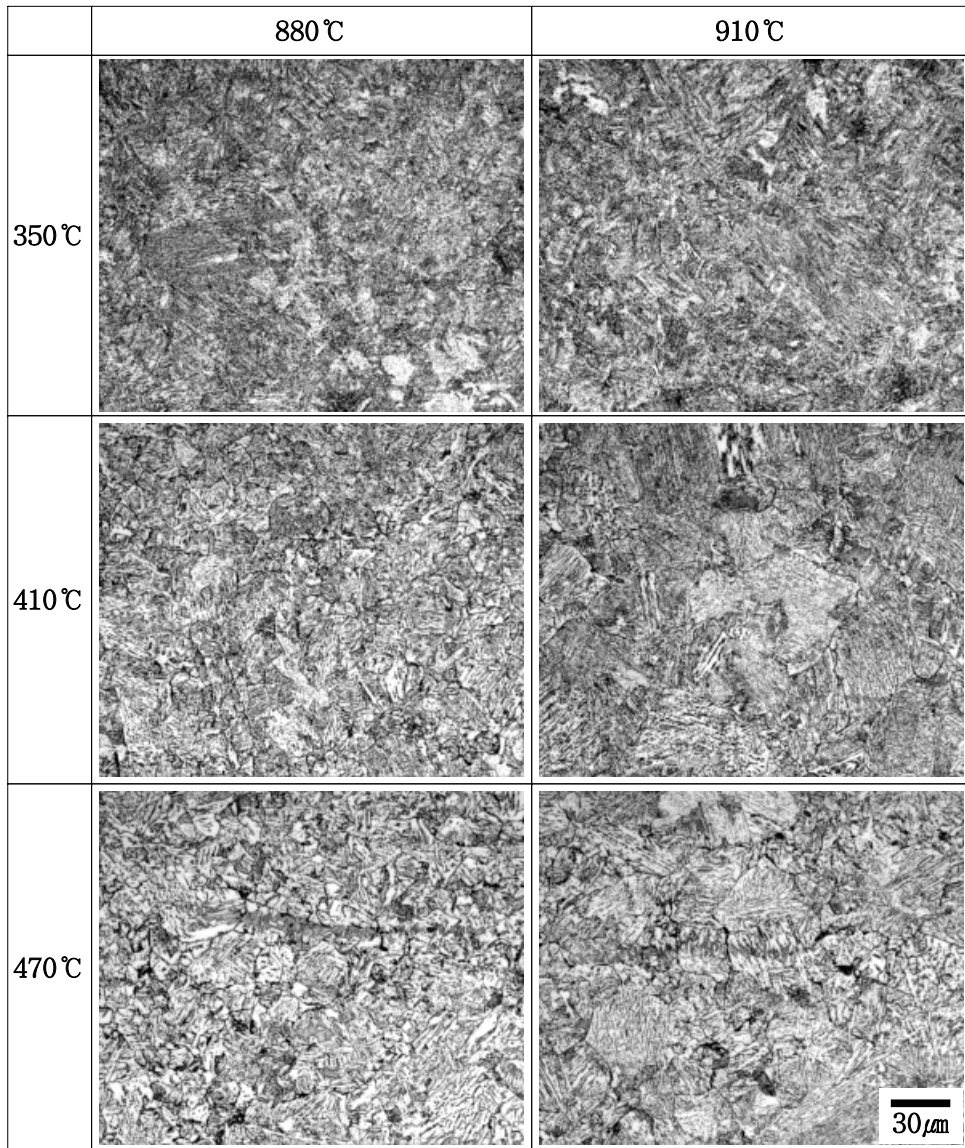


Fig. 18. Optical micrographs of 0.20C-2.0Mn steel austenitized at 880°C and 910°C for 20minutes followed by isothermal heat-treatment at 350°C, 410°C, and 470°C for 10minutes.

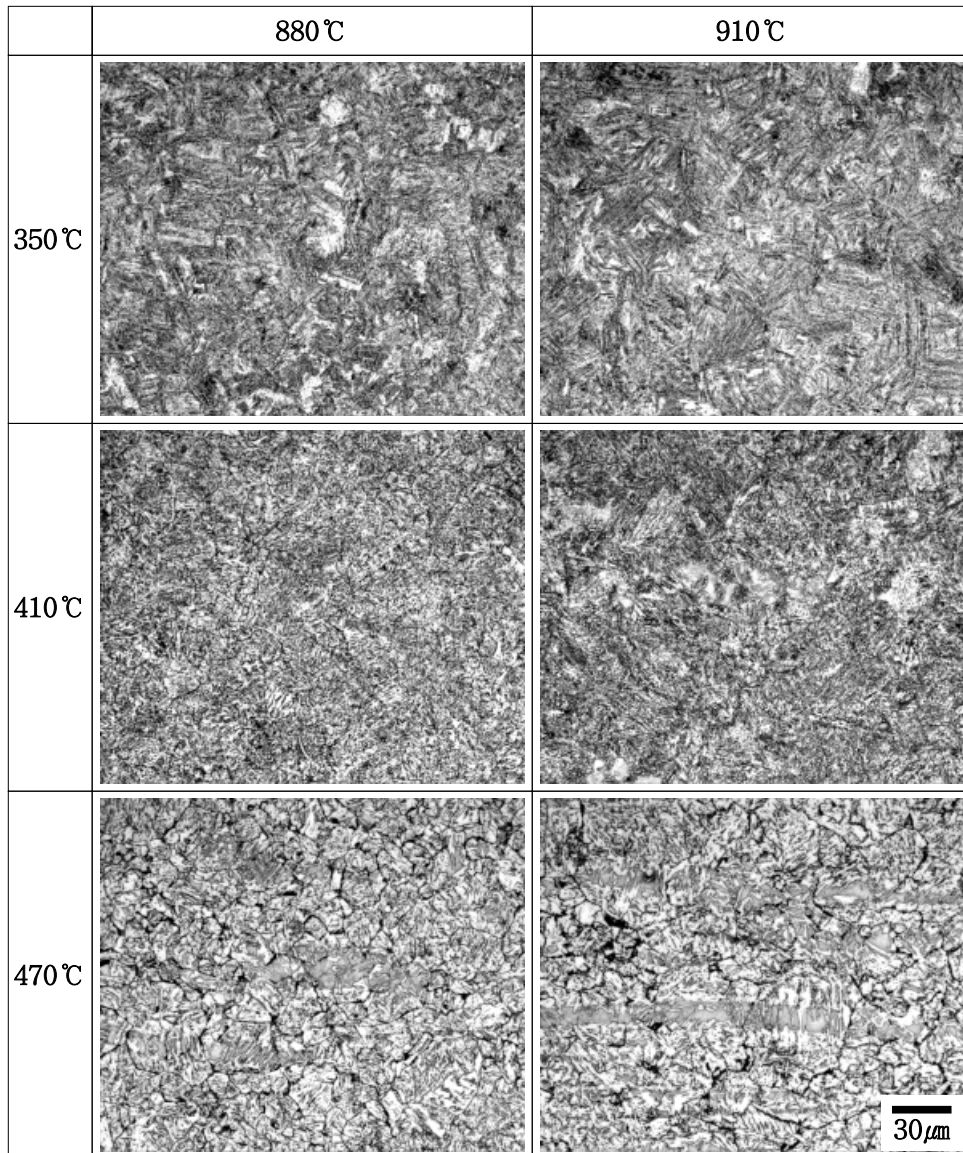


Fig. 19. Optical micrographs of 0.20C-2.5Mn steel austenitized at 880°C and 910°C for 20minutes followed by isothermal heat-treatment at 350°C, 410°C, and 470°C for 10minutes.

4.4.3 열처리 및 합금원소에 따른 충격파면

그림 20은 0.20C-1.5Mn, 0.25C-1.5Mn, 0.20C-2.0Mn, 0.20C-2.5Mn을 910℃에서 단상영역 열처리를 하고 380℃에서 상온변태처리를 실시한 시료의 충격파면 형태를 나타낸 것으로, 각 강종에서 열처리 조건을 달리한 모든 시료의 파면 형태가 비슷한 양상을 나타내고 있어 하나의 열처리 조건을 선택한 것이다. 0.20C-1.5Mn(그림 20(a))과 0.25C-1.5Mn(그림 20(b))의 경우 시편 가장자리를 따라 shear lip이 두껍게 나타나며, 미세파면은 연성파괴 형태인 덤플파괴 양상을 보이고 있다. 기본조성에서 Mn의 함량을 변화시킨 0.20C-2.0Mn(그림 20(c))과 0.20C-2.5Mn(그림 20(d))은 Mn함량이 높아질수록 shear lip이 없어지고, 미세파면은 파괴초기의 연성파괴 형태를 나타내는 부분과 취성파괴의 전형적인 특징인 벽개파괴 형태를 나타내는 부분으로 이루어져 있다.

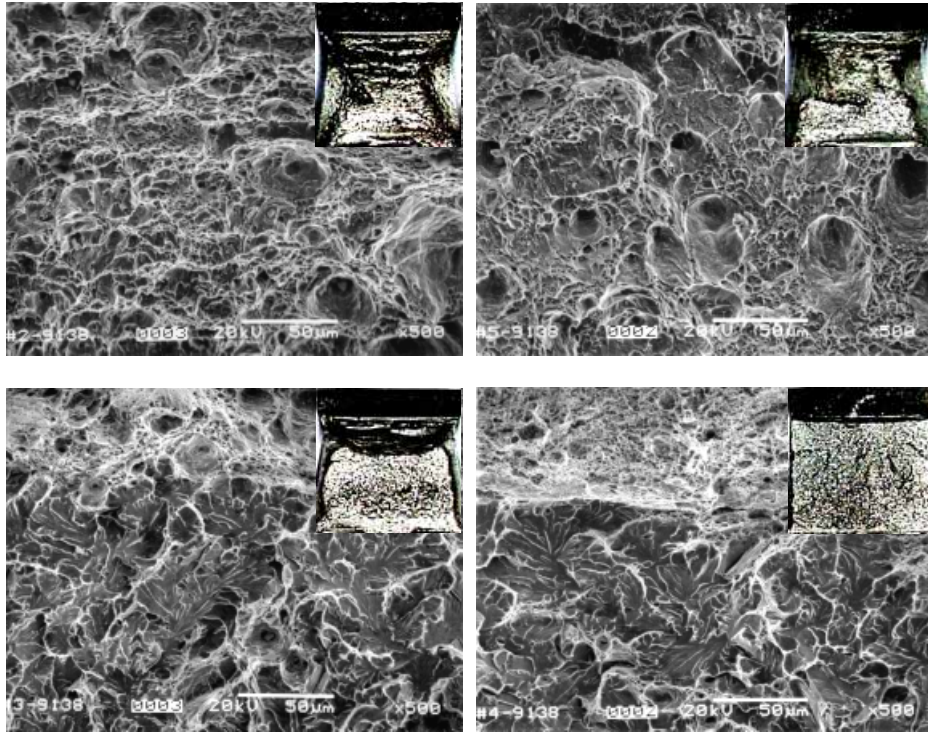


Fig. 20. Fracture surfaces of the (a)0.20C-1.5Mn, (b)0.25C-1.5Mn, (c)0.20C-2.0Mn, and (d)0.20C-2.5Mn steels austenitized 910°C for 20 minutes followed by isothermal heat-treatment at 380°C for 10 minutes.

4.5 피로특성

기계구조용으로 사용되는 냉간성형용 고강도 볼트는 우수한 내피로특성이 요구된다. 따라서, 본 연구에서는 환경친화용으로 설계한 강종에서 상대적으로 강도와 인성이 우수한 0.20C-2.0Mn을 선택하여 M5×0.8mm(pitch) 나사 모양의 notch를 가진 시편으로 가공한 후 910℃에서 20분, 380℃에서 10분 열처리하여 피로 수명을 측정하였다. 비교재료는 현재 볼트재료 많이 사용되고 있는 S45C를 이용하였으며 850℃에서 30분 열처리 후 수냉하고 550℃에서 60분간 tempering 후 수냉하여 준비하였고 그 조성은 표 6에 나타내었다. 피로시험시 평균응력은 인장응력의 50%로 하고 인장-인장 조건으로 시험하였다.

Table 6. Chemical composition(wt.%) of S45C.

C	Si	Mn	P	S
0.42~0.48	0.15~0.35	0.60~0.90	~0.030	~0.035

그림 21에 피로시험한 결과를 S-N curve로 나타내었다. 이 결과에서 보면 비조질 볼트의 피로 수명이 약 100배 우수하고 피로한도는 약 30MPa정도 높게 나타났다. 이러한 우수한 피로성질은 두 강종간의 미세조직상의 차이에서 기인된 것으로 판단된다. 0.20C-2.0Mn의 경우는 대부분의 조직이 베이나이트로 이루어져 있고, S45C의 경우 그림 22에서 나타낸 것처럼 대부분의 조직이 tempered 마르텐사이트로 이루어져 있다. 일반적으로 소입(quenching)한 후 소려(tempering) 처리를 한 조직은 마르텐사이트의 소려(tempering) 중 형성된 얇은 탄화물 막의 농도 집중효과로 피로성질이 베이나이트 조직보다 좋지 않다. 그러나 좀 더 명확한 원인 규명을 위해서는 보다 심도있는 연구가 필요한 것으로 사료된다.

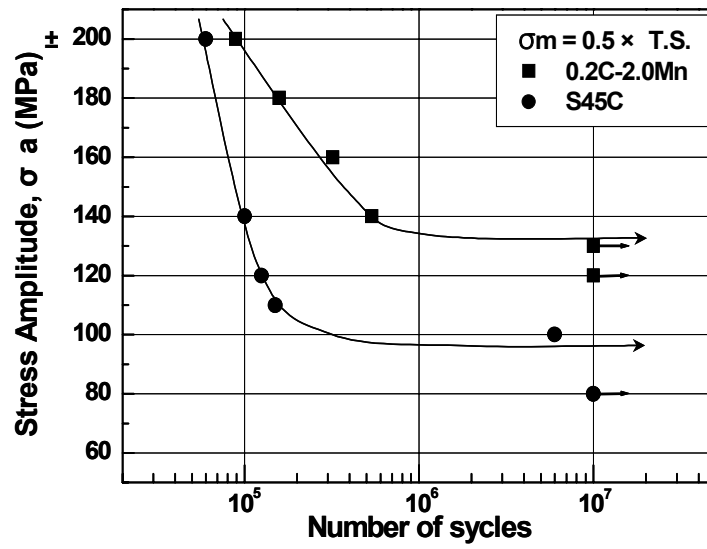


Fig. 21. S-N curves of 0.20C-2.0Mn and S45C.

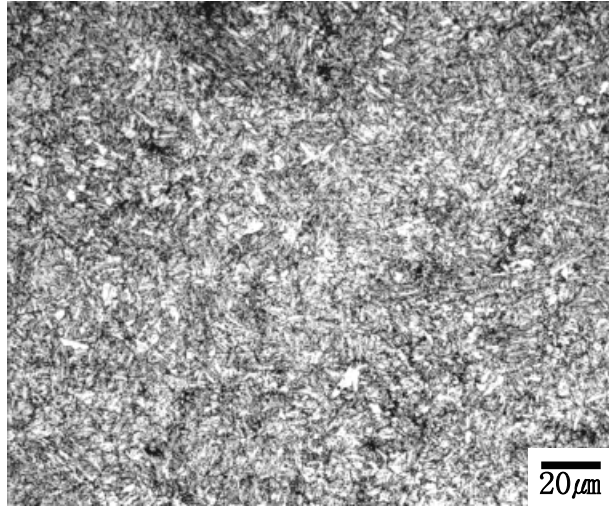


Fig. 22. Optical micrograph of S45C.

5. 고 찰

베이나이트를 기본조직으로 하는 고강도·고인성의 냉간 성형용 비조질강의 개발에 있어 중요한 사항은 합금조성의 적절한 설계와 이에 부합되는 열처리 공정조건을 도출하는 것이다. 현재까지 개발된 비조질강의 대부분은 V, Ti, Cr, B, Nb, Mo 등의 탄화물 형성 원소를 미량 첨가하여 탄화물을 형성시키거나 조직을 미세화 하여 강을 강화시키는 방법을 이용하였으나, 본 연구에서는 탄화물 형성 원소를 첨가하지 않고 C, Si, Mn 3원소만을 첨가하여 이들 합금원소 함량의 변화와 열처리만을 이용해 베이나이트를 기본조직으로 하는 800MPa 이상의 고강도 비조질강을 개발하기 위하여 냉간 단조성 저해 원소인 C와 Si의 함량을 낮추고 저탄소화에 의한 강도저하는 Mn을 더 첨가해 보완하도록 강종을 설계하였다. 본 항에서는 전술한 실험결과를 토대로 하여 냉간 성형용 비조질강의 미세 조직과 기계적 성질에 미치는 열처리 및 C와 Mn의 영향에 대하여 고찰하고자 한다.

단상영역 열처리에 따른 각 강종의 미세조직의 변화를 살펴보면 prior 오스테나이트의 결정립 크기, 베이나이트의 패킷 크기 및 래스의 폭, 그리고 항온변태 처리 온도의 저하에 따른 구성상의 부피 분율 등에서 차이를 나타내고 있다. 이러한 이유는 단상영역 열처리의 가열조건에 의해서 초기 오스테나이트의 결정입도 및 첨가된 합금원소의 고용상태가 결정되는데¹⁶⁾, 단상영역 열처리의 가열온도가 높아짐에 따라 초기 오스테나이트의 결정입도가 증가하고 합금원소의 고용이 균일하게 일어나 보다 안정한 오스테나이트가 될 것이며, 이로 인해서 오스테나이트에서 페라이트로의 변태온도가 강하하게 되어 페라이트 및 펄라이트의 분율이 감소하고 베이나이트의 분율의 증가뿐만 아니라, 베이나이트내의 탄화물이 미세화 때문이다. 그러나 단상영역 열처리 온도가 너무 높아지면 오스테나이트의 결정이 조대화되고 항온변태처리시 변태개시 시간이 늦어지게 되기 때문에 기계적 성질에 악영향을 미칠 수 있으며, 생산성 향상의 관점에서 좋지 않은 영향

을 미칠 것으로 판단된다. 이러한 미세 조직상의 차이에도 불구하고 인장성질에서는 큰 차이를 나타내지 않고 있는데, 이는 prior 오스테나이트의 결정립 크기와 베이나이트의 패킷 크기, 그리고 구성상의 부피 분율 등의 여러 인자들이 복합적으로 작용하여 나타나는 결과로 여겨지며, 탄화물의 석출 형태 또한 일부 기여할 것이다. 항온변태처리 조건에 따른 미세조직과 인장성질을 살펴보면, 항온변태처리 온도가 강하함에 따라 미세조직의 차이가 나타나고 있으며 인장성질도 크게 변화한다. 이는 그림 2의 항온변태곡선에서도 확인할 수 있는 것처럼 항온변태처리 온도의 저하에 의해 입계 페라이트 및 펄라이트 생성이 억제됨과 동시에 베이나이트의 분율이 증가하여 항복강도 및 인장강도가 증가하게 되는 것이다. 변태완료시간에서도 항온변태처리온도가 저온으로 이동할수록 상당히 단축되고 있어 단상영역 열처리 및 항온변태처리 조건과 시간의 적절한 조합에 의해 우수한 인장성질을 얻을 수 있을 것으로 판단되며 낮은 항온변태처리 온도에서 단시간 내에 열처리를 완료할 수 있다면 생산단가의 절감이나 생산성 향상에 유리할 것이다. 충격특성에 있어서는 항온변태처리의 영향을 크게 받지 않고 있는데, 이는 항온변태처리 온도 변화에 따른 각 상들의 미세조직 및 분율의 차이보다는 단상영역 열처리시 생성되는 오스테나이트의 결정립 크기에 따라 충격특성이 결정되는 것으로 판단된다.

열처리 조건의 설정과 함께 중요한 것은 적절한 합금설계를 하는 것이다. C 함량을 변화시킨 경우는 항복강도, 인장강도, 그리고 항복비는 단상영역 열처리와 항온변태처리의 같은 열처리 조건에서 C 함량의 증가에 따라 일정한 비율의 증가를 보이고 있으나, Mn 함량을 변화시킨 경우는 2.0%Mn 이상에서 C 함량을 변화시킨 경우에 비해 단상영역 열처리와 항온변태처리의 같은 열처리 조건에서 항온변태처리 온도가 낮아질수록 항복강도와 인장강도의 증가가 현저하고 항복비도 증가한다. C 함량을 일정하게 하고 Mn 의 함량을 변화시킨 경우의 강도증가는 펄라이트의 분율이 대폭 감소되면서 베이나이트의 분율이 증가하게 되고

M_s 온도 아래에서는 변태초기에 마르텐사이트가 생성되었기 때문이며 Mn에 의한 고용강화도 그 영향이 크다고 할 수 있다. 하지만 Mn의 함량이 너무 높게 되면 그림 2의 항온변태곡선에서도 확인된 바와 같이 변태종료선이 장시간 측으로 이동할뿐만아니라 충격인성이 열악해지는 단점이 있다. 이러한 래스형태의 하부 미세 조직을 갖는 베이나이트 또는 마르텐사이트로 이루어진 조직과 기계적 성질의 상관 관계에 대해서는 지금까지 많은 연구자들^{17,18)}에 의해 보고되어 오고 있으며, 주로 prior 오스테나이트의 결정립 크기, 패킷 크기, 그리고 래스의 폭 등이 기계적 특성 결정에 큰 역할을 하는 것으로 거론되고 있다. 합금조성과 단상 영역 열처리 조건이 동일하고 항온변태처리 온도를 달리 하였을 경우는 prior 오스테나이트의 결정립 크기와 이에 따른 패킷의 크기에 큰 차이가 없기 때문에 래스의 폭에 의해 인장 성질이 크게 좌우된다고 할 수 있으나, 합금조성 또는 열처리 조건 등이 다를 경우에는 인장 성질을 결정짓는 주요 인자가 각각 달리 보고되고 있어, 정도의 차이는 있지만 위에서 열거한 여러 인자들이 복합적으로 작용하는 것으로 여겨진다. 마르텐사이트와 베이나이트가 혼합되어 있는 경우는 각상의 부피 분율이 인장 성질에 영향을 미치는 중요한 인자가 되어 마르텐사이트의 분율이 증가할수록 항복강도와 인장강도가 증가하지만, 마르텐사이트의 부피 분율이 너무 높게 되면 성형성에 저해 효과를 가져올 수 있다. 또한, 항온변태처리가 종료된 후 미변태 오스테나이트가 존재하게 되면 냉각과정에서 마르텐사이트로 변태하여(그림 23) 우선적으로 결함이 발생할 수 있기 때문에 기계적 성질에 악영향을 미칠 수 있을 뿐만 아니라, 항온변태 완료 시간이 길어지게 되면 생산 시간 단축 및 생산성 향상에 불리할 것이다.

따라서 고허복비의 고강도·고인성 냉간 성형용 비조질강을 개발하기 위해서는 성형성, 생산시간 단축, 그리고 생산성 향상 등을 고려했을 때 베이나이트가 주가 되도록 합금설계를 하고 열처리 조건을 도출하는 것이 중요하며, 이를 위해서는 C 함량보다는 Mn의 함량을 변화시켜 M_s 온도 근처의 항온변태처리 온도

에서 열처리를 하는 것이 우수한 기계적 성질을 얻는데 유리함을 알 수 있다.

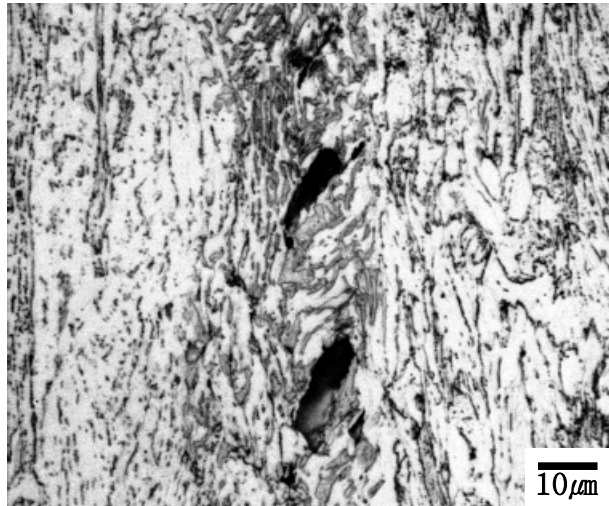


Fig. 23. Optical micrograph of defects created initially during the tensile test of the 0.20C-2.0Mn steel austenitized at 910°C followed by isothermal heat-treatment at 440°C.

6. 결 론

본 연구에서는 냉간단조성 저해 원소인 C와 Si 등의 함량을 감소시키고 저탄소화에 의한 강도 저하는 Mn을 더 첨가하여 보완하여 강종을 설계하여 단상영역 열처리, 항온변태처리, 미세조직 및 기계적 성질을 조사하여 그 결과를 분석한 후 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 기존의 비조질강보다 C함량을 낮추고 석출강화형 합금원소를 첨가하지 않은 비조질강에서도 적절한 단상영역 열처리와 항온변태처리를 설정함에 의해 고강도·고인성 및 고향복비를 가질 수 있음을 확인하였다.

2. 오스테나이트의 결정립이 조대화되지 않고 합금원소의 고용이 비교적 균일하게 일어나는 $Ac_3+30\sim 40^\circ\text{C}$ 에서 단상영역열처리를 실시하였을 때 우수한 인장성질을 얻을 수 있다.

3. 항온변태처리는 미세조직이 베이나이트 또는 베이나이트와 마르텐사이트가 되도록 M_s 온도 전후와 그 이하의 온도에서 실시하였을 때 우수한 인장성질을 얻을 수 있으며 열처리 시간을 단축할 수 있다.

4. C보다는 Mn의 함량을 변화시켰을 때 우수한 인장 성질을 얻는데 유리하지만 Mn함량이 2.0%가 넘게 되면 충격특성이 크게 저하된다.

5. 0.20C-2.0Mn과 현재 볼트용으로 이용되고 있는 S45C의 피로성질을 비교해 본 결과 인장강도의 50%를 평균응력으로 시험하였을 때 비조질강의 피로한도가 S45C보다 30MPa 정도 높았고 $\pm 130\text{MPa}$ 의 응력진폭에서는 피로수명이 약 100배정도 높아 우수한 피로성질을 나타내었다.

참 고 문 헌

1. K. Kida : R&D KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, Vol. 50 No.1 (2000) 2
2. Y. Nakamura et al. : R&D KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, Vol. 31 No. 4 (1981) 34
3. H. Kawakami et al : WIRE INDUSTRY (1987) 309
4. H. Kojima : CAMP-ISIJ, Vol. 5 (1992) 772
5. M. Nakamura et al. : SAE Technical Paper Series, (1986) 860129
6. Y. Matsushima et al. : R&D KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, Vol. 47 No. 2 (1997) 46
7. H. Hashimoto et al. : SAE Technical Paper Series, (1982) 820125
8. I. Nomura : Materia Japan, Vol. 34 No. 6 (1995) 705
9. 이덕락 : 주단조와 열처리, No. 11 (1993) 133
10. G. Anan : R&D KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, Vol. 48 No. 1 (1998) 39
11. 中村守文외 : 철과 강, Vol.70 (1987), s1217.
12. 井上幸一郎외 : 전기제강, Vol.67 (1996), P.56.
13. N. Iwama et al : SAE Paper 950211.
14. W. C. Leslie : The Physical Metallurgy of Steels, McGraw-Hill press, New York, NY(1981) 172
15. D. L. Lee et al : J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., Vol. 34, No. 5 (1996) 560
16. I. Nomura, T. Kato : Tetsu-to-Hagane, Vol. 82 No. 11 (1996)
17. Y. Tomita et al. : Metall. Trans. A, Vol. 17A, (1986) 1203
18. D. V. Edmonds et al. : Metall. Trans. A, Vol. 21A, (1990) 1527