



## 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](#)

2009년 2월

석사학위논문

미세조직 제어에 의한 고강도강의  
강도 개선에 관한 연구

조 선 대 학 교 대 학 원

첨 단 부 품 소 재 공 학 과

최 윤 길

미세조직 제어에 의한 고강도강의  
강도 개선에 관한 연구

*Improvement of Strength in High Strength Steels by  
Modifying Microstructure*

2009년 2월

조선대학교 대학원

첨단부품소재공학과

최 윤 길

# 미세조직 제어에 의한 고강도강의 강도 개선에 관한 연구

지도교수    장   우   양

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.

2008년 10월

조 선 대 학 교 대 학 원  
첨 단 부 품 소 재 공 학 과  
최   윤   길

## 최윤길의 석사학위 논문을 인준함

위원장	조선대학교	교수	고 제 만	(인)
위 원	조선대학교	교수	강 조 원	(인)
위 원	조선대학교	교수	장 우 양	(인)

2008년 11월

조 선 대 학 교 대 학 원

# 목 차

<i>LIST OF TABLES</i> .....	I
-----------------------------	---

<i>LIST OF FIGURES</i> .....	I
------------------------------	---

<i>Abstract</i> .....	V
-----------------------	---

제 1 장 서론 .....	1
----------------	---

제 2 장 이론적 배경 .....	3
--------------------	---

2. 1. 초고강도강의 개발 현황 .....	3
--------------------------	---

2. 2. 강의 상변태 .....	6
--------------------	---

2. 2. 1. Fe-Fe <sub>3</sub> C 상태도 .....	6
---	---

2. 2. 2. 항온변태곡선 및 연속냉각곡선 .....	10
--------------------------------	----

2. 2. 3. 합금원소의 영향 .....	12
-------------------------	----

2. 3. 강의 마르텐사이트 .....	18
-----------------------	----

2. 3. 1. 마르텐사이트 변태란? .....	18
----------------------------	----

2. 3. 2. 마르텐사이트 변태특성 .....	20
----------------------------	----

2. 3. 3. 마르텐사이트 변태결정학 .....	23
-----------------------------	----

2. 4. 강의 오스테나이트화 처리 .....	26
---------------------------	----

2. 4. 1. 강에서의 오스테나이트의 형성 .....	26
--------------------------------	----

2. 4. 2. 퍼얼라이트로부터 오스테나이트의 형성 .....	29
------------------------------------	----

제 3 장 실험방법 .....	37
------------------	----

3. 1. 시편 .....	37
----------------	----

3. 2. 열처리 .....	38
-----------------	----

3. 2. 1. 코일링온도 .....	38
----------------------	----

3. 2. 2. 어닐링 .....	38
--------------------	----

3. 2. 3. 오스테나이트화 및 템핑 .....	39
3. 3. 미세조직 관찰 및 기계적 성질 .....	40
3. 3. 1. 광학현미경관찰 .....	40
3. 3. 2. 주사전자현미경관찰 .....	40
3. 3. 3. 투과전자현미경관찰 .....	41
3. 3. 4. 원자현미경관찰 .....	41
3. 3. 5. 경도시험 .....	41
3. 3. 6. X-선 회절시험 .....	41
3. 3. 7. 퍼얼라이트의 구상화율 측정 .....	42
<b>제 4 장 실험결과 및 고찰 .....</b>	<b>43</b>
4. 1. 코일링 온도에 따른 미세조직 및 경도변화 .....	43
4. 1. 1. 미세조직 .....	43
4. 1. 2. 경도변화 .....	45
4. 2. Fe-(0.94~1.95)Cr-0.38C강 및 Fe-1.45Cr-(0.38~0.43)C강의 세멘타이트의 구상화 .....	48
4. 2. 1. Cr 및 C함량에 따른 냉연조직 .....	48
4. 2. 2. 냉연재의 어닐링온도에 따른 구상화 .....	52
4. 3. Fe-(0.94~1.95)Cr-0.38C강 및 Fe-1.45Cr-(0.38~0.43)C강의 오스테나이트 이징 조건에 따른 마르텐사이트 변태 특성 .....	64
4. 3. 1. 오스테나이트화 조건에 따른 미세조직 변화 .....	64
4. 3. 2. 오스테나이트화 조건에 따른 경도변화 .....	78
<b>제 5 장 결론 .....</b>	<b>84</b>
<b>참고문헌 .....</b>	<b>85</b>

## *List of Tables*

<b>Table 3. 1.</b> Chemical composition of the alloys used in this study(wt.%) .....	37
<b>Table 3. 2.</b> Chemical composition of electrolytic polishing(ml) .....	40

## *List of Figures*

<b>Fig. 2. 1.</b> Body structure of the Ultra High Strength Steel .....	4
<b>Fig. 2. 2.</b> Tensile Strength – Tensile Elongation curves of automobile sheets ..	5
<b>Fig. 2. 3.</b> Thermal equilibrium diagram for Fe-Fe <sub>3</sub> C alloy .....	8
<b>Fig. 2. 4.</b> Steel portion of Fe-C equilibrium diagram .....	9
<b>Fig. 2. 5.</b> Schematic diagram of TTT curve .....	11
<b>Fig. 2. 6.</b> Schematic diagram of CCT curve .....	14
<b>Fig. 2. 7.</b> Influence of alloying element on eutectoid temperature .....	15
<b>Fig. 2. 8.</b> Influence of alloying element addition on eutectoid carbon content ..	16
<b>Fig. 2. 9.</b> Isothermal TTT curve of AISI H13 .....	17
<b>Fig. 2. 10.</b> Crystal structures; (a) austenite, (b) ferrite and (c) martensite .....	18
<b>Fig. 2. 11.</b> Expansion and contraction of on heating and cooling .....	19
<b>Fig. 2. 12.</b> Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation .....	20
<b>Fig. 2. 13.</b> Diagram of martensite crystal, showing shear and surface tilting ..	21
<b>Fig. 2. 14.</b> Schematic diagram of $\gamma \rightarrow \alpha'$ .....	22
<b>Fig. 2. 15.</b> Schematic diagram of martensite transformation .....	24
<b>Fig. 2. 16.</b> Diagram illustrating both deformations required for formation of martensite phase; (a) lattice deformation, (b) slip type and (c) twin type .....	25
<b>Fig. 2. 17.</b> Morphology and crystallography of $\alpha'$ (bcc or bct) martensite in ferrous alloys .....	25
<b>Fig. 2. 18.</b> Schematic diagram showing an isothermal TTT diagram for the formation of austenite .....	27



<b>Fig. 2. 19.</b> Schematic diagram showing the formation of austenite from pearlite upon austenitizing at a fixed temperature .....	28
<b>Fig. 2. 20.</b> Microstructure showing the formation of austenite from pearlite ....	29
<b>Fig. 2. 21.</b> The amount of austenite formed from pearlite as a function of time; (a) at 751°C, (b) for two different austenitizing temperature .....	30
<b>Fig. 2. 22.</b> Austenite nodule radius as a function of time for the formation of austenite from pearlite .....	31
<b>Fig. 2. 23.</b> The growth rate of austenite forming in pearlite as a function of austenitizing temperature .....	31
<b>Fig. 2. 24.</b> The same data plotted as growth rate versus austenitizing temperature .....	32
<b>Fig. 2. 25.</b> The growth rate of austenite forming in pearlite as a function of austenitizing temperature for two steels .....	32
<b>Fig. 2. 26.</b> The amount of austenite forming from pearlite as a function of austenitizing time .....	34
<b>Fig. 2. 27.</b> An optical micrograph showing the formation of austenite from pearlite along the boundary between pearlite colonies .....	34
<b>Fig. 2. 28.</b> The amount of austenite as a function of austenitizing time .....	35
<b>Fig. 3. 1.</b> Schematic diagram of coiling temperature .....	38
<b>Fig. 3. 2.</b> Schematic diagram of annealing, austnitizing and quenching .....	39
<b>Fig. 4. 1.</b> FESEM images of hot-rolled steels with coiling temperature; (a) 680°C, (b) 580°C, (c) 450°C and (d) 300°C .....	44
<b>Fig. 4. 2.</b> Change in Vickers hardness value with coiling temperature and austenitizing time .....	46
<b>Fig. 4. 3.</b> Optical micrographs of Fe-1.43%Cr-0.34%C alloy quenched at 910°C for 10min with coiling temperature; (a) 680°C, (b) 580°C, (c) 450°C and (d) 300 °C .....	47
<b>Fig. 4. 4.</b> FESEM image of cold-rolling steels with Cr contents; (a) 0%Cr, (b) 0.94%Cr, (c) 1.46%Cr and (d) 1.95%Cr .....	49

<b>Fig. 4. 5.</b> Effect of Cr and Mn on the eutectic point and temperature; (a) Cr and (b) Mn additions .....	50
<b>Fig. 4. 6.</b> FESEM image of cold-rolling steels with C contents; (a) 0.38%C, (b) 0.34%C, (c) 0.39%C and (d) 0.43%C .....	51
<b>Fig. 4. 7.</b> Optical micrographs of Fe-X%Cr-0.38%C steel after annealing at 640°C×10hr; (a) X=0, (b) X=0.94, (c) X=1.46 and (d) X=1.95 .....	54
<b>Fig. 4. 8.</b> Optical micrographs of Fe-X%Cr-0.38%C steel after annealing at 720°C×10hr; (a) X=0, (b) X=0.94, (c) X=1.46 and (d) X=1.95 .....	55
<b>Fig. 4. 9.</b> Optical micrographs of Fe-1.45%Cr-X%C steel after annealing at 640°C×10hr; (a) X=0.38, (b) X=0.34, (c) X=0.39 and (d) X=0.43 .....	56
<b>Fig. 4. 10.</b> Optical micrographs of Fe-1.45%Cr-X%C steel after annealing at 720°C×10hr; (a) X=0.38, (b) X=0.34, (c) X=0.39 and (d) X=0.43 .....	57
<b>Fig. 4. 11.</b> EDS analysis results of matrix and carbide; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-1.95%Cr-0.38%C .....	59
<b>Fig. 4. 12.</b> X-ray diffraction patterns of Fe-1.45%Cr-0.43%C steels annealed at 640°C .....	60
<b>Fig. 4. 13.</b> X-ray diffraction patterns of Fe-1.45%Cr-0.43%C steels annealed at 720°C .....	61
<b>Fig. 4. 14.</b> Size and shape distribution of carbides of the Fe-X%Cr-0.38%C steel with Cr contents after annealing at 640°C×10hr .....	62
<b>Fig. 4. 15.</b> Size and shape distribution of carbides of the Fe-X%Cr-0.38%C steel with Cr contents after annealing at 720°C×10hr .....	63
<b>Fig. 4. 16.</b> Optical micrographs of Fe-(0~0.95%)Cr-0.38%C steels annealed at 640°C with austenitizing temperature; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-0.94%Cr-0.38%C, (c) Fe-1.46%Cr-0.38%C and (d) Fe-1.95%Cr-0.38%C .....	65
<b>Fig. 4. 17.</b> Optical micrographs of Fe-(0~0.95%)Cr-0.38%C steels annealed at 720°C with austenitizing temperature; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-0.94%Cr-0.38%C, (c) Fe-1.46%Cr-0.38%C and (d) Fe-1.95%Cr-0.38%C .....	66
<b>Fig. 4. 18.</b> Optical micrographs of Fe-1.45%Cr-X%C steels annealed at 640°C .....	

with austenitizing temperature; (a) Fe-1.48%Cr-0.32%C, (b) Fe-1.45%Cr-0.34%C, (c) Fe-1.44%Cr-0.39%C and (d) Fe-1.45%Cr-0.43%C .....	67
<b>Fig. 4. 19.</b> Optical micrographs of Fe-1.45%Cr-X%C steels annealed at 720°C with austenitizing temperature; (a) Fe-1.48%Cr-0.32%C, (b) Fe-1.45%Cr-0.34%C, (c) Fe-1.44%Cr-0.39%C and (d) Fe-1.45%Cr-0.43%C .....	68
<b>Fig. 4. 20.</b> AFM images of bainite sheath .....	69
<b>Fig. 4. 21.</b> CCT curves of various steels .....	70
<b>Fig. 4. 22.</b> Schematic illustration of the effect of the solute content across a dendrite on the formation of primary ferrite and pearlite .....	71
<b>Fig. 4. 23.</b> FESEM micrographs of Fe-X%Cr-0.38C steels annealed at 640°C ×10hr and then austenitized at 900°C×5min; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-0.94%Cr-0.38%C, (c) Fe-1.46%Cr-0.38%C and (d) Fe-1.95%Cr-0.38%C .....	73
<b>Fig. 4. 24.</b> FESEM micrographs of Fe-1.48%Cr-(0.32~0.43%)C steels annealed at 720°C×10hr and then austenitized at 900°C×5min; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-0.94%Cr-0.38%C, (c) Fe-1.46%Cr-0.38%C and (d) Fe-1.95%Cr-0.38%C .....	74
<b>Fig. 4. 25.</b> TEM micrographs of Fe-1.45%Cr-0.34%C steels annealed at 640°C ×10hr and then austenitized at 900°C×5min .....	75
<b>Fig. 4. 26.</b> TEM micrographs of Fe-1.45%Cr-0.43%C steels annealed at 640°C ×10hr and then austenitized at 900°C×5min .....	76
<b>Fig. 4. 27.</b> TEM micrographs and EDS analysis result of martensite and carbide .....	77
<b>Fig. 4. 28.</b> Change in Vickers hardness value of Fe-(0~0.95%)Cr-0.38%C steels annealed at 640°C and quenched at 900°C with Cr contents .....	80
<b>Fig. 4. 29.</b> Change in Vickers hardness value of Fe-(0~0.95%)Cr-0.38%C steels annealed at 720°C and quenched at 900°C with Cr contents .....	81
<b>Fig. 4. 30.</b> Change in vickers hardness value of Fe-1.45%Cr-(0.38~0.43%)C steels annealed at 640°C and quenched at 900°C with Cr contents .....	82
<b>Fig. 4. 31.</b> Change in vickers hardness value of Fe-1.45Cr-(0.38~0.43%)C steels annealed at 720°C and quenched at 900°C with Cr contents .....	83

## *Abstract*

### *Improvement of Strength in High Strength Steels by Modifying Microstructure*

By Choi Yoon-Gil

Advisor : Prof. Jang Woo-Yang Ph. D.

Dept. of Advanced Parts and Materials Engineering

Graduate School of Chosun University

Effects of coiling temperature, alloying elements *i.e.*, C and Cr, and annealing conditions on the spheroidization of cementite have been examined in high strength Fe-(0~1.45%)Cr-(0.38~0.43%)C steels. In addition, resultant microstructure and mechanical property of those steels after austenitizing and quenching were investigated in connection with the spheroidization of cementite.

The results obtained are as follows:

(1) Spheroidization of cementite of the hot-rolled sheet depended upon coiling temperature; lamellar cementite in coarser pearlite colony was observed by raising coiling temperature but globular cementite was shown by lowering coiling temperature.

(2) Lamellar cementite was spheroidized by annealing above 640°C×10hr but the rate of spheroidization became lower with increasing Cr contents, though same annealing condition.

(3) Banded structure was revealed owing to dendrite segregation in the sheet annealed above 640°C×5hr and then quenched at 900°C×5min. The unfavorable structure led to the mixture of lath martensite and lower bainite due to inhomogeneity of solute atoms even at same cooling rate.

(4) Comparing Vickers hardness values of the cold-rolled sheet after annealing and quenching with alloying elements(C or Cr), Vickers hardness values largely increased with increasing C content but those values were not altered even though Cr content increased.

(5) When cold-rolled Fe-0.43%C-1.45%Cr alloy sheet was annealed at 640°C ×5hr and then quenched at 900°C ×5min, the maximum hardness of HV=740 was obtained while the microstructure revealed lath martensite and insoluble carbide.

## 제 1 장 서 론

현재 전 세계적으로 약 7억대 이상의 자동차가 운용되고 있는데, 이는 지구상의 인구 10명당 1대 이상에 해당하는 막대한 숫자이다. 이에 따라 오일 및 가스와 같은 막대한 양의 화석연료를 사용하게 되고, 그 결과 발생하는 배기가스는 지구온난화의 주범으로 지목되고 있다<sup>1)</sup>.

따라서 자동차 제조업체의 CO<sub>2</sub> 배출량 저감 및 연비개선을 위한 경량화와 충돌 안전성 향상을 위한 차체의 강화를 양립시키기 위해 자동차 차체에 고강도 강판(High Strength Steel) 적용이 확대되고 있다<sup>1)~3)</sup>.

고강도강은 얇고 강도가 높아 자동차의 부품에 적용할 때 경량화에 크게 공헌할 수 있는 재료이다. 일본의 미쓰비시 자동차공업에서는 1999년에 판매를 개시한 자동차 “파제로”에서 차체와 관련된 37개 부품과 새시 관련 126개 부품에 인장강도 592MPa급의 고강도강 재료를 채용하여 21.7kg의 경량화를 실현하였다<sup>3)</sup>.

또한, 자동차 연비 절감을 위한 경량화와 가격 경쟁력을 위해 부품 및 공정수를 줄일 수 있는 고강도, 고성형성 철강재료 개발과 이를 이용한 부품 일체화 성형기술 개발에 많은 연구개발이 이루어지고 있다.

첨단 고강도 판재는 자동차 차체등 다양한 부품에 적용돼 2015년에는 자동차용 판재 시장의 30%이상을 점유할 것으로 예측되고 있다. 한국의 자동차용 판재 생산량은 2008년 600만 톤으로 우리나라의 첨단 고강도 판재의 시장 점유율을 고려할 때 약 4,000억 원의 시장이 형성될 것으로 보인다<sup>3)~4)</sup>.

자동차의 고강도 강판은 두 가지 특성이 요구된다. 첫째는 복잡한 형상으로 쉽게 성형되는 ‘성형가공성’이고, 둘째는 충돌에 의해 쉽게 파손되지 않는 ‘강도 특성’이다. 하지만 강도가 증가함에 따라 신장률이 감소하여 성형성이 악화되고, 반대로 성형 특성을 높이면 강도특성이 감소하는 역의 관계가 성립되어 있다. 즉, 고강도 강은 특수제강, 불순물 저감, 합금설계 및 가공열처리 기술 등과 같은 복합적인 기술을 필요로 한다. 이와 같은 제반 기술들은 궁극적으로 상변태와 관련된 강의 미세조직에 영향을 미치며 결국 이러한 미세조직은 고강도강의 항복강도 및 인장강도를 결정하는 중요한 인자로 작용한다<sup>1)~4)</sup>.

일반적으로 철강 재료의 강화기구로는 가공경화, 변태경화(DP, TRIP 및 TWIP

강), 결정립 미세화(초미세립강), 석출경화(Maraging강) 및 마르텐사이트의 강화 등으로 대별될 수 있다. 그러나 이 중 열처리에 의한 마르텐사이트 강화는 합금성분 및 적정한 열처리 조건에 의해 높은 강도×연신율을 얻을 수 있는 장점이 있으며 특히 고온성형 후 냉각속도를 제어함으로써 생성된 마르텐사이트 조직에 의해 강도가 큰 부품제조가 가능함으로 프레스 성형용 강재의 적합한 강화방법이다<sup>5)~7)</sup>.

본 연구에서는 Fe-C강의 고강도와 성형가공성을 개선하기 위하여 압연조건, 합금원소, 오스테나이트이징 온도 등을 변화시켜 마르텐사이트 변태에 미치는 제 인자들의 영향을 비교/분석 하였으며, 이 과정에서 합금원소 량과 오스테나이트이징 온도 변화에 대한 미세조직 변화, 경도변화, 구상화 정도를 Image-Pro Plus(Image Analysis), FE-SEM, TEM, Microhardness Test 등을 이용하여 정량적, 정성적으로 분석한 후 초고강도와 높은 성형성을 갖는 Fe-C강에 고찰하였다.

## 제 2 장 이론적 배경

### 2. 1. 초고강도강의 개발 현황

최근 세계 각국의 자동차 업계의 CO<sub>2</sub> 가스 배출 규제, 연비개선 및 차체 안정성 등을 이유로 자동차 차체의 무게는 줄이면서 승객의 안전을 확보할 수 있는 강도가 큰 철강소재의 요구가 증대 되면서 철강 제조업체는 이에 대한 요구에 부응하기 위해서 초고강도강의 개발에 많은 연구가 이루어지고 있다. 자동차 차체의 어느 부분에 초고강도강 즉, 비강도가 큰 철강 재료를 사용하게 되면 그 부분에 대한 두께 감소에 의해서 차체의 무게를 감소시킬 수 있다<sup>2)</sup>.

초고강도강 개발의 초점은 높은 강도와 좋은 성형성을 동시에 가져야 한다. 따라서 초고강도강은 적당한 균형의 강도, 인장 및 590Mpa 보다 높은 강을 포함한 복잡한 조직을 갖는다<sup>1)~3)</sup>.

1990년대까지는 기존의 연강을 자동차의 충돌 안전성과 중량 감소를 개선한 TS440 ~ 590Mpa 등급의 높은 인장강도를 갖는 강을 자동차의 차체 여러 부분에 적용해 왔다. 이러한 자동차 차체용 박판은 부식과 용접성에 의해 생기는 문제와 낮은 성형성을 극복하였으며 자동차 측면부분과 다른 부분이 충돌할때 변형에 의한 충돌에너지를 흡수하는 능력을 개선시켰다<sup>6)~8)</sup>.

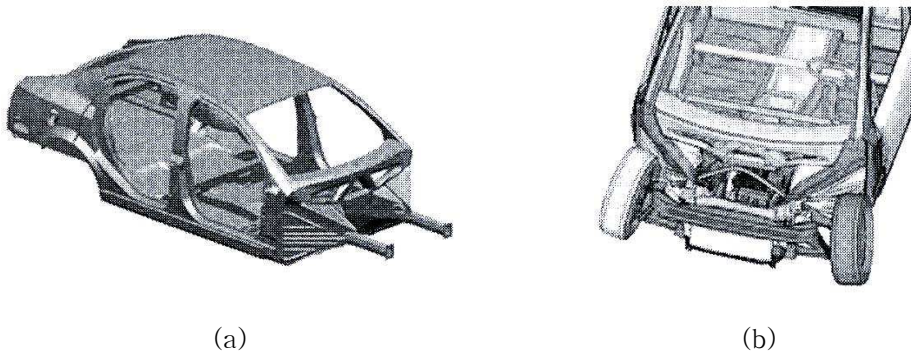
1990년 대 이후로는 TS780Mpa 등급의 고강도 또는 초고강도강이 연구되었다. 이 강은 기존의 자동차 범퍼, 도어 임팩트 빔 및 자동차 객실과 같은 안정성이 필요한 부분을 보강할 수 있었다. 그러나 넓어진 자동차 앞부분의 보강에 따른 안전성을 고려하고 자동차 중량의 감소를 고려하여야만 했다. 이러한 요구조건은 초강도이면서 무게는 가벼운 초경량 강판의 절대적인 필요성이 제기 되어 왔다<sup>8)~9)</sup>.

이러한 필요성에 따라 일본에서는 충돌에 의한 승용차 좌석의 승객안전을 보장할 수 있는 승용차 좌석용 강재로서 TS980Mpa 등급의 냉간압연강을 개발하여 현재 그 사용이 증가하고 있다<sup>8)~10)</sup>. Fig. 2. 1은 초고강도강을 이용한 자동차 차체의 외형과 구조를 나타내고 있다.

철강선진국인 독일, 일본, 미국 등에서는 TRIP(Transformation Induced



Plasticity)<sup>10)~11)</sup>강 및 DP(Dual Phase)강 등 다양한 강종을 집중적으로 개발하여 인장강도 800Mpa 이상의 고강도 강종을 생산하는 단계에 이르렀고, 인장강도 1,000Mpa 이상의 초고강도 강종도 활발히 생산하고 있다.

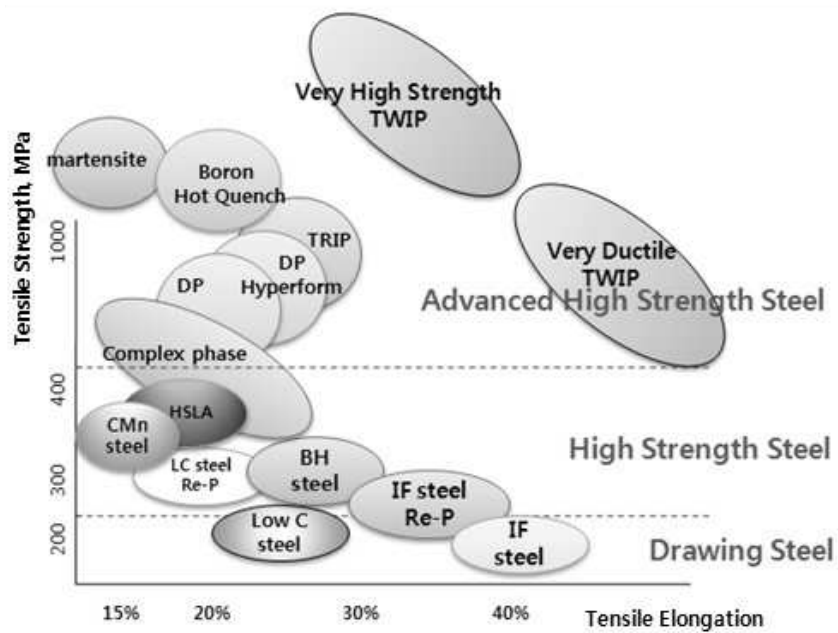


**Fig. 2. 1.** Body structure of the Ultra High Strength Steel<sup>9)</sup>.

또한, 마르에이징강의 강도와 인성에 필적하면서도 생산단가가 10% 미만인 초고강도 베이나이트 강종의 개발가능성도 확인되고 있다<sup>10)~11)</sup>. 그러나 이런 초고강도 강판 등은 강도는 높지만 가공성이 나빠 복잡한 형상의 부품으로 가공할 수 없어 단순한 형태로 가공하며 충격 하중이 크게 필요한 부위의 일부분에만 사용하고 있다<sup>11)</sup>.

따라서 초고강도강 개발에 미치는 여러 인자 중 마르텐사이트 변태에 대한 합금원소(오스테나이트의 영역, 공석온도, 공석점 및 CCT곡선 등), 초기조직(퍼얼라이트의 체적분율, 탄화물의 종류 및 형상 등), 오스테나이트화 온도(탄화물의 용해, 합금원소의 확산, 결정립 크기 및 탈탄 등), 냉각속도, 마르텐사이트의 morphology 및 C의 함량 그리고 급냉 후 잔류 오스테나이트의 유무 등에 의해 변태 특성 등을 규명할 필요가 있고 인장강도 1,500 ~ 2,000 MPa 이상의 초고강도 강을 제조하기 위해서는 기존 합금계와는 다른 새로운 합금설계 방안이 필요하다<sup>12)~13)</sup>.

Fig. 2. 2에서 보면 지금까지 초고강도강으로 개발되어 있는 강체들의 고강도 및 성형성의 연관되는 연성을 표현하고 있다.



*Fig. 2. 2.* Tensile Strength – Tensile Elongation curves of automobile sheets<sup>12)</sup>.

## 2. 2. 강의 상변태

### 2. 2. 1. Fe - Fe<sub>3</sub>C 상태도

강의 성질의 다양성은 그 여러 가지의 특성에 의존하고 적당한 합금과 적절한 열처리를 통해서 얻을 수 있다. 특히 강의 기계적 특성은 미세조직에 의존하며 강의 미세조직은 요구된 기계적 성질을 얻는 열처리에 의해 쉽게 변할 수가 있다.

여러 종류의 강은 일정한 합금원소의 첨가에 의해 특별한 특징을 나타낸다. 그 중 탄소는 모든 강의 특성을 제어하는 가장 중요한 원소이다. Fe와 C가 합금이 될 때 일정한 온도범위 안에서 일어나는 변화는 탄소함유량과 관련이 있다. Fe-C 탄화물 합금이 형성되는 조건에 의하면 C는 고용체, 흑연형태 및 철 탄화물 (Fe<sub>3</sub>C) 등으로 존재한다<sup>14)</sup>.

Fe-Fe<sub>3</sub>C 평형상태도는 대단히 낮은 냉각 또는 가열에 의해 상변화가 일어나는 온도 범위를 나타내며, C의 함량에 관련되기 때문에 Fe-C 평형상태도라고 불린다. 또한, Fe-Fe<sub>3</sub>C 평형상태도는 모든 열처리 조작에 맞는 이해를 돕기 위한 기초가 된다.

Fig. 2. 3은 Fe-C 합금의 전체 조성 범위를 포함하는 Fe-C 평형상태도를 나타낸다. 즉, 저탄소-철, 탄소강 및 주철 등이며 C의 조성은 0에서 약 6%까지 변한다.

Fig. 2. 4는 Fe-C 평형상태도 중에서 강에 해당하는 부분을 나타내며 각 구역에 적절한 여러 가지 미세조직을 설명한다. 강은 중량으로 상대적으로 낮은 탄소 (약 2% C까지)함량을 가지는 Fe합금이다. 이 보다 많은 C를 가지는 합금은 일반적으로 주철로서 분류된다<sup>15)</sup>.

C는 강의 오스테나이트 확장원소로서 오스테나이트를 안정시키는 원소이며 오스테나이트의 탄소 최대 용해도는 1147℃에서 약 2.06%(E)이다.

페라이트에 고용되는 탄소의 함량은 723℃부터 910℃까지 최대 0부터 0.02%까지 증가한다. 또한 냉각에 따라 페라이트 내의 탄소의 고용도는 실온에서 약 0.008%로 감소한다<sup>14)~15)</sup>.

Fig. 2. 4의 GS선을 보면 Fe에 C의 함유량이 증대함에 따라 페라이트→오스테

나이트 변태온도가 감소하는 것을 명확히 알 수가 있다. S점은 723℃에서 C의 함량이 0.8%로 최소값에 달하며 이 점은 통상 공석점이라고 불린다. 강의 공석점은 강을 분류하기 위한 편리한 참조 포인트이며, 0.8% C를 포함하고 있는 강을 공석강이라고 불린다<sup>14)~15)</sup>.

또한 0.8%미만인 탄소를 가지는 강을 아공석강 그리고 C함유량이 0.8%를 넘는 강을 과공석강이라고 한다. GS선에 따른 경계점은 냉각 또는 가열에 따라  $Ar_3$  또는  $Ac_3$  라 하고 PSK선에 따른 경계점은 냉각 또는 가열에 따라  $Ar_1$  또는  $Ac_1$ 라 한다. 따라서 GS와 SE라인의 각각의 온도는 가열 또는 냉각 중에 오스테나이트 변태가 시작되는 온도를 나타낸다. 만약 오스테나이트화 온도에서 공석강(0.8% 탄소)이 S점에 도달하여 냉각되면 오스테나이트는 펄라이트로 알려져 있는 공석 혼합물(pearlite)로 변한다. 아공석강(0.8%미만의 C를 포함하고 있는 강)이 오스테나이트화 온도로부터 냉각될 때에 페라이트는 GS선 이하의 결정입계에서 초석으로 석출한다. 예를 들면 0.4% C 보통 탄소강의 시편을 약 900℃ (Fig. 2. 3의 점 a)까지 가열하여 충분한 시간을 유지하면 그 조직은 공석강에서 설명한 바와 같이 균질한 오스테나이트로 된다. 그 후 0.4% C 강을 Fig. 2. 4의 점 b(약 775℃)까지 서서히 냉각한다면 초석페라이트가 오스테나이트의 결정립계에서 불균일하게 핵생성하기 시작한다<sup>14)~15)</sup>.

합금을 계속 b 온도에서 Fig. 2. 4의 점 c까지 냉각한다면 초석 페라이트는 오스테나이트 속으로 계속 성장하면서 약 50%까지 변태한다. 페라이트를 형성하고 남은 여분의 C는 오스테나이트-페라이트계면으로 밀려나고 다시 남은 오스테나이트로 들어감으로써 이 오스테나이트 내에는 C의 함량이 증가한다<sup>15)</sup>.

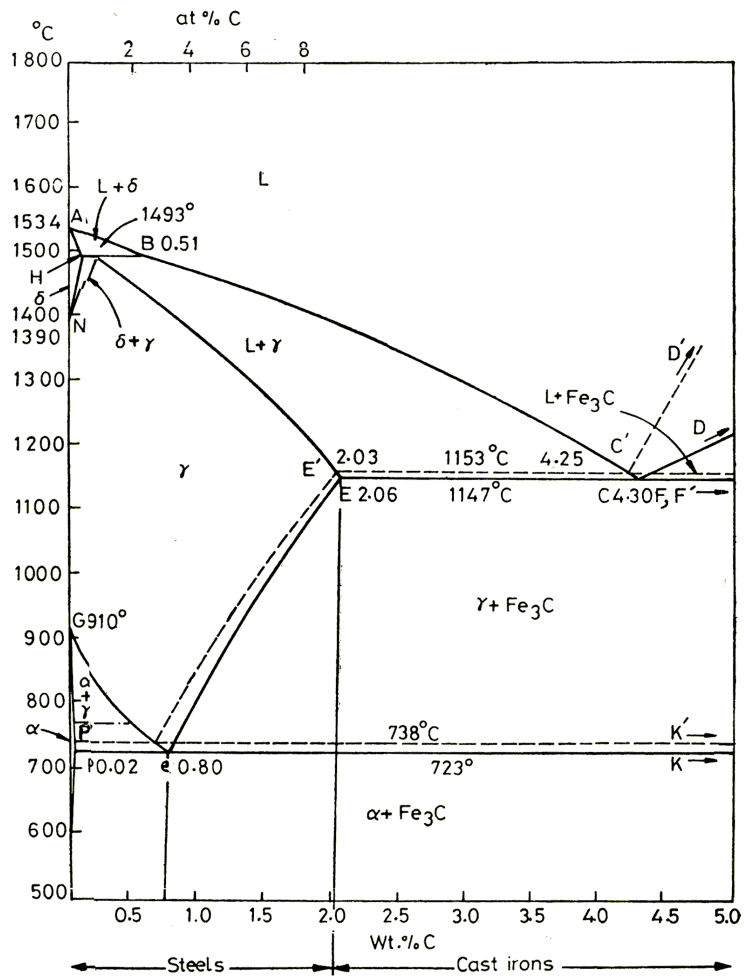


Fig. 2. 3. Thermal equilibrium diagram for Fe-Fe<sub>3</sub>C alloy<sup>14)</sup>.

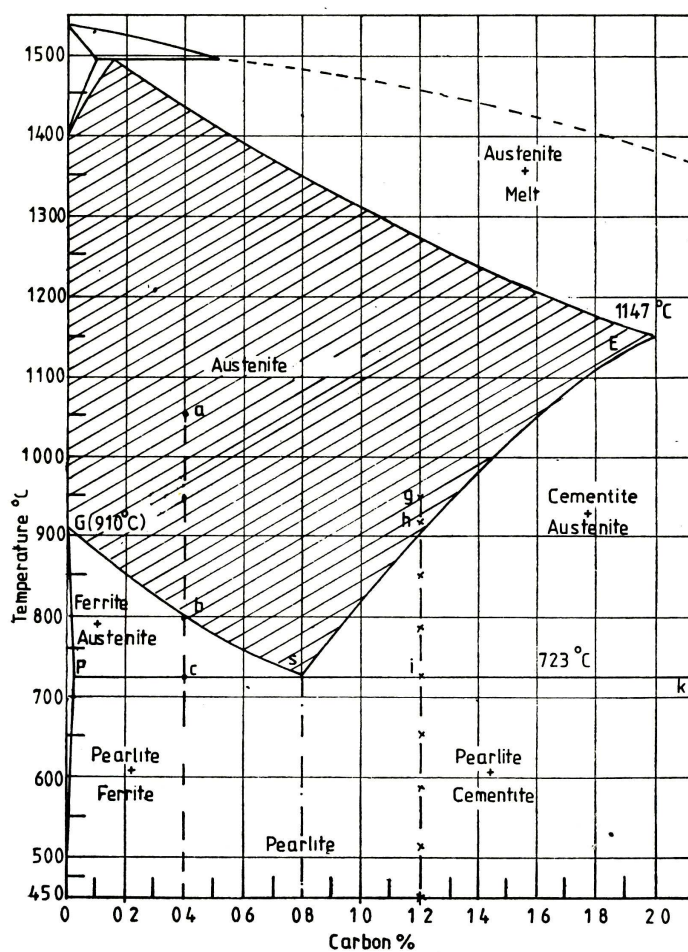


Fig. 2. 4. Steel portion of Fe-C equilibrium diagram<sup>15)</sup>.

## 2. 2. 2. 항온변태곡선 및 연속냉각곡선

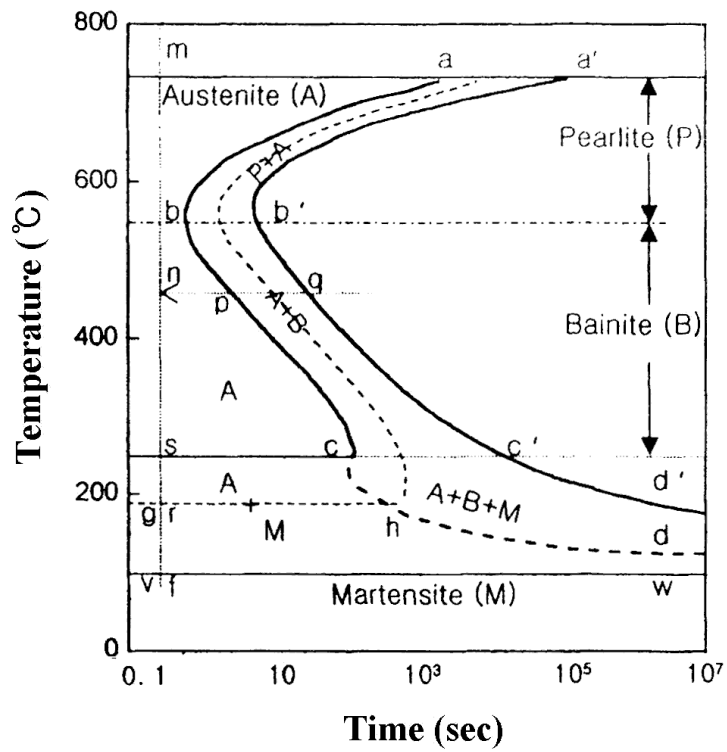
### 가. 항온변태곡선

임계온도 이하의 어느 일정한 온도에서 변태가 진행되는 것을 항온변태곡선(IT 곡선 또는 TTT곡선)으로 나타낸다. 이 곡선은 변태시작 및 종료에 필요한 시간을 온도의 함수로 나타낸 것으로 실험적인 방법을 통하여 S-곡선으로 Davenport와 Bain<sup>16)</sup> 의해 처음 결정하였다.

S-곡선은 모든 탄소강에 존재하며 합금성분에 따라 그 형상은 아주 다양하다. 그러나 이 Bain의 S곡선은 Ar<sub>1</sub> 변태구역에 불완전한 사항이 있어서 여러 학자들의 연구 결과에 의해 보완되어 현재는 S곡선 대신에 C곡선을 일반적으로 사용하고 있다.

공석강의 TTT 곡선을 간단히 설명하면 다음과 같다. Fig. 2. 5에서 abc선 왼쪽은 불안정한 오스테나이트이고 abc선은 Ar<sub>1</sub> 변태의 개시 선이며 a'b'c'선은 완료선이다. ab, a'b'선은 온도가 저하될수록 펄라이트, 소르바이트 및 트루스타이트 조직의 순서로 나타나며, bb'선보다 높은 온도에서 펄라이트가 생성된다. 또한 bb'선에서 cc'선까지의 온도구간에서 베이나이트가 얻어진다. 이 곡선의 특징은 560℃ 부근에서 극히 짧은 시간, 즉 1초 이내에 변태가 시작되어 신속하게 변태가 완료된다는 점이다. 즉 변태속도가 최대가 된다. 이 부분을 TTT 곡선의 nose라고 부른다. TTT 곡선에서 nose가 나타나는 원인은 과냉 오스테나이트의 불안정도의 증가에 따른 변태의 가속도화에 의한 것이다<sup>6)~17)</sup>.

오스테나이트를 n점까지 강하시켜 그 온도에 유지시키면 p점까지는 불안정 오스테나이트가 지속된다. p점에 이르면 Ar<sub>1</sub>변태가 시작되고 q점에 이르면 변태가 완료하여 전부 상부 베이나이트로 된다. 또한, 오스테나이트를 s점까지 강하시킨 후 C점까지 유지하면 c점까지는 불안정한 오스테나이트가 지속된다. 이 c점에서 변태가 시작되어 c'점에서 완료한다. 그 조직은 마르텐사이트와 유사한 하부 베이나이트이다. s점부터 마르텐사이트가 생성될 수 있으며 f점에서 완료한다. 따라서 마르텐사이트의 양은 시간과 무관하고 sf간의 온도에만 의존한다. 그 이유는 마르텐사이트가 확산에 의하여 일어나는 것이 아니고 무확산에 의한 순간적인 격자변태에 의해서 생기기 때문이다<sup>17)</sup>.



*Fig. 2. 5.* Schematic diagram of TTT curve<sup>17)</sup>.



## 나. 연속냉각곡선

실제 산업에서 행하여지는 열처리 중에 항온변태를 적용하는 경우는 매우 드물다. 따라서 연속냉각작업시에 오스테나이트로부터 형성되는 조직을 적절히 설명하기 위해서는 또 다른 변태곡선이 필요하게 된다.

1932년에 Bain<sup>18)</sup>은 공석강을 냉각 할 때에 베이나이트변태는 고온 펄라이트변태에 기인하여 일어나지 못하므로 오로지 펄라이트와 마르텐사이트만 형성될 것이라고 제안하였다. Grange 와 Kidfer<sup>19)</sup> 는 그들의 연속냉각변태에 대한 연구결과를 해석하는데 동일한 전제를 이용하였고, 불행하게도 그 개념은 그 후에도 계속 사용되었다.

이러한 기초 위에 만들어진 공석탄소강의 연속냉각곡선(CCT; Continuous Cooling Transformation diagram)을 TTT 곡선과 함께 Fig. 2. 6에 나타냈다.

Fig. 2. 6에서 TTT곡선은 점선으로, CCT 곡선은 실선으로 표시 하였다. 냉각곡선 1의 경우, 등온변태시에 오스테나이트에서 펄라이트로의 변태개시는 a점 그리고 변태종료는 c점으로 나타난다. 그러나 연속냉각 변태 시에는 오스테나이트에서 펄라이트로의 변태개시는 b점 및 변태종료는 d점으로 나타난다. 즉 등온변태시보다 약간 낮은 변태온도를 가지며 변태소요시간도 길어진다. 또한 냉각곡선 2에 있어서도 마찬가지로 TTT 곡선은 펄라이트 변태와 베이나이트 변태가 중복되어 일어나고 있으나 CCT 곡선은 냉각곡선 1과 같은 영향을 받아서 트루스타이트와 마르텐사이트의 혼합조직이 된다<sup>17)~19)</sup>.

## 2. 2. 3. 합금원소의 영향

Fe-C합금 에서 합금원소 첨가는 변태 범위를 확장시키거나 좁혀지게 한다. Fig. 2. 7은 합금원소첨가의 양이 점점 증가했을때 공석온도가 바뀌는 것을 보여 준다. 공석온도는 대부분의 합금원소 첨가에 의해 상승하는 것을 볼 수 있다. 그러나 Ni 과 Mn을 첨가 했을때 공석온도는 떨어진다<sup>14)~20)</sup>.

Fig. 2. 8은 합금원소 첨가에 의해 공석조직의 C 함유량이 감소하는 것을 보여준다. 예를 들어 강에 5% Cr을 첨가하면 공석점은 0.5%C에서 나타난다.

또한 S곡선 및 C 곡선은 강의 화학적 성분에 의해 영향을 받는다. 대부분의 모

든 합금 원소와는 다르게 Co, Ti 및 Al은 등온변태곡선을 오른쪽으로 이동시킨다.

따라서 변태의 시작을 지연시키고 상호 공정의 비율을 축소시킨다. C 함유량의 증가는 펄라이트 상호작용의 속력을 늦추는 공석반응의 양에 달려있다. 그러나 더 이상 C함유량의 증가는 생성 기간을 짧게 하고 상호작용의 비율은 촉진된다. 미세한 합금원소는 등온변태의 강에 영향을 준다. 예를 들어 Ni과 Mn은 거의 균등하게 펄라이트와 베이나이트 변태 온도를 낮춘다. 또한 Mo과 Cr은 펄라이트 상호작용을 크게 늦춘다. 그러나 베이나이트 반응에는 보다 적은 범위의 영향을 준다. 합금원소 또한 펄라이트 반응이 일어나는 온도범위를 상승시킨다. 그리고 베이나이트 반응이 일어나는 온도범위를 떨어뜨린다<sup>14), 19)~20)</sup>.

따라서, Fig. 2. 9에서 보는 것 같이 강의 TTT 곡선은 합금원소의 영향이거나 빠른 속도의 열간가공과 냉간가공한 강에서 거의 공통적으로 나타나는 오스테나이트의 안정한 nose와 두 개의 반응구역의 상당한 양을 포함한다<sup>14), 21)</sup>.

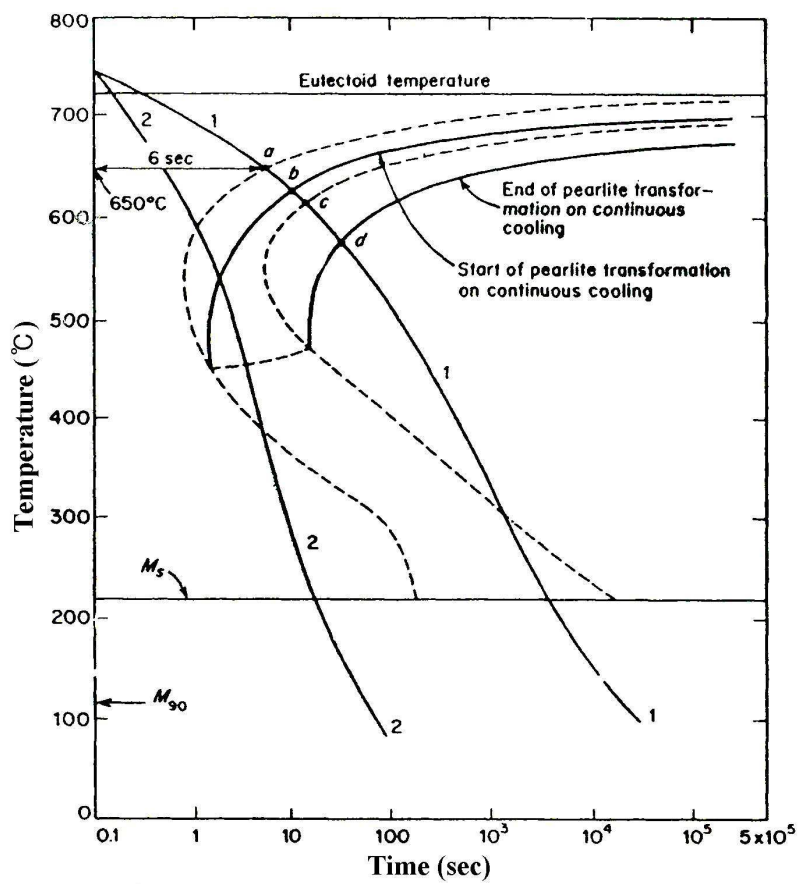


Fig. 2. 6. Schematic diagram of CCT curve<sup>17)</sup>.

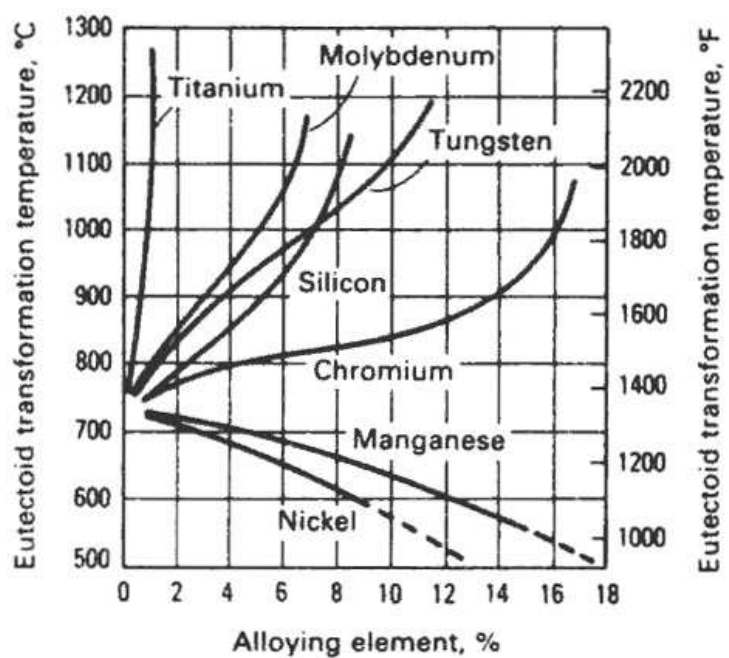
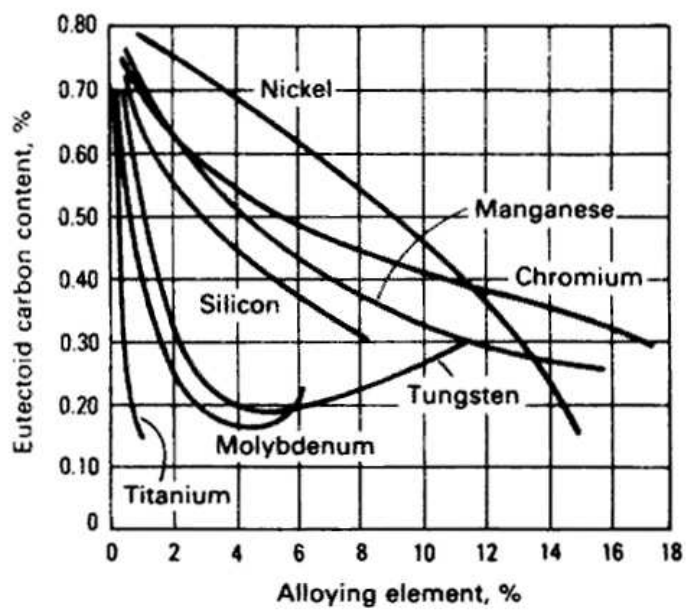


Fig. 2. 7. Influence of alloying element on eutectoid temperature<sup>20)</sup>.



*Fig. 2. 8.* Influence of alloying element addition on eutectoid carbon content<sup>20)</sup>.

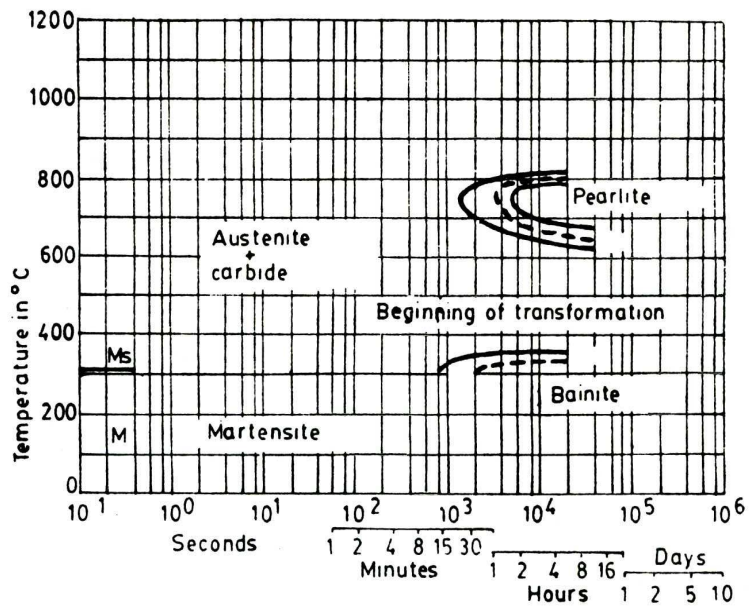


Fig. 2. 9. Isothermal TTT curve of AISI H13 <sup>21)</sup>.

## 2. 3. 강의 마르텐사이트 변태

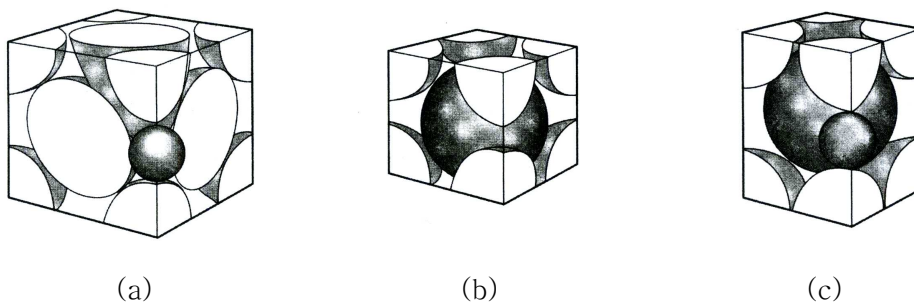
### 2. 3. 1. 마르텐사이트 변태란?

마르텐사이트는 비등온 조건에서 준안정 조직으로 형성된다. 확산제어 기구에 의해 일어나는 상의 등온분해와는 다르게 평형조건에 도달하면 마르텐사이트는 평형 상태도상에는 나타나지 않는다<sup>22)</sup>.

마르텐사이트변태 기구는 무확산 공정이며 온도의 급격한 변화가 원자의 전단변위와 하나의 원자 이동보다 적은 개개의 원자의 이동을 야기한다. 또한 마르텐사이트 변태는 온도에 의존한다. 즉, 마르텐사이트는 시작온도( $M_s$ )에서 생성하기 시작하고 마르텐사이트 종료온도( $M_f$ )에 도달하면 추가적인 변태는 끝나게 된다.  $M_s$  와  $M_f$  온도는 금속의 합금조성에 의존한다<sup>23)</sup>.

일반적으로, 마르텐사이트 변태는 여러 형태의 금속, 비금속의 결정, 광물 및 화합물 등에서 냉각 또는 가열속도를 충분히 빠르게 했을때 일어날 수 있다.

강의 마르텐사이트에서 공통적인 예는 충진율이 큰 오스테나이트(fcc)상이 충진율이 작은 체심입방구조(bcc) 페라이트 또는 사방정계인(bct) 마르텐사이트 결정구조로 변형 하는 것이다<sup>22)~23)</sup>. Fig. 2. 10는 오스테나이트(fcc), 페라이트(bcc) 및 마르텐사이트(bct) 결정구조를 나타낸다.



**Fig. 2. 10.** Crystal structures; (a) austenite, (b) ferrite and (c) martensite<sup>22)</sup>.

오스테나이트부터 강을 천천히 냉각하면 결정조직은 적게 밀집되어 있는 페라이트 상으로 변태한다. 냉각속도를 빠르게 하면 페라이트 변태는 억제되고 C가 과포화된 철원자 사이의 전단변위에 의해 마르텐사이트 변태가 일어나며 재료는 강화된다. 이것은 오스테나이트 보다 한층 더 적게 Fe 원자가 밀집된 준안정 상태인 bct 구조를 갖는다. Fig. 2. 11에 보는 것과 같이 결과적으로 전위 움직임의 지연에 의한 강도, 경도 생성인 격자 비틀림과  $M_s$  온도의 체적 확장이다. 냉각하는 동안 강은  $M_f$ 온도에 도달하면 마르텐사이트 변태는 멈춘다<sup>22)~23)</sup>.

고온상인 오스테나이트의 일부는  $M_f$  온도 이하에서 잔류 오스테나이트로 존재할 수 있으며 이는 기계적 또는 화학적 요인에 의한 오스테나이트의 안정화가 일어나기 때문이다<sup>23)~24)</sup>.

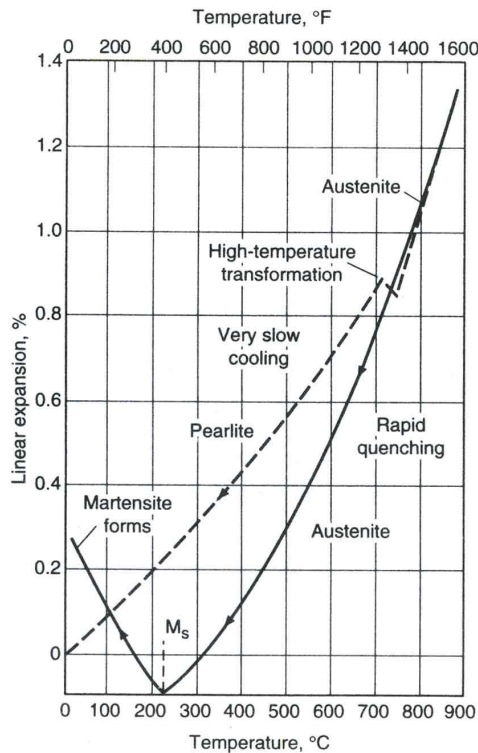


Fig. 2. 11. Expansion and contraction of on heating and cooling<sup>24)</sup>.

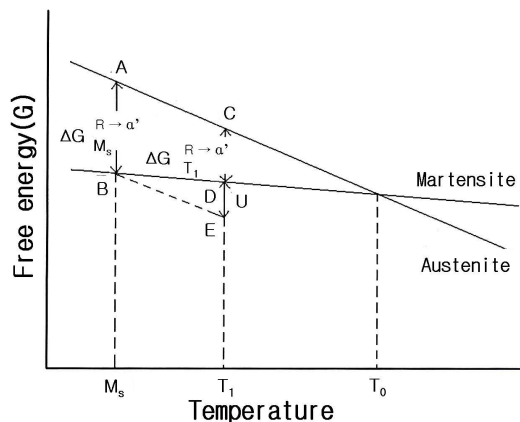


## 2. 3. 2. 마르텐사이트 변태특성

### 가. 무확산변태

일편적으로 상변태는 각 원자들이 개별적으로 장범위 확산을 함으로써 일어나지만, 마르텐사이트 변태는 이러한 확산을 동반함이 없이 모상 중의 다수원자가 단변에 협동적으로 이동함으로써 새로운 결정을 생성하는 것이다. 변태에 관여하는 어떤 원자라도 한 원자간거리 이상은 이동하지 않으며 생성상 중의 어떤 원자도 원자들의 상대적 위치는 다르지만 모상결정에 있어서의 이웃 원자를 그대로 인접원자로 갖고 있다. 이 때문에 모상과 마르텐사이트의 화학조성은 동일하며 이러한 사실은 마르텐사이트 변태에 있어서 중요한 요소이다<sup>23), 25)</sup>.

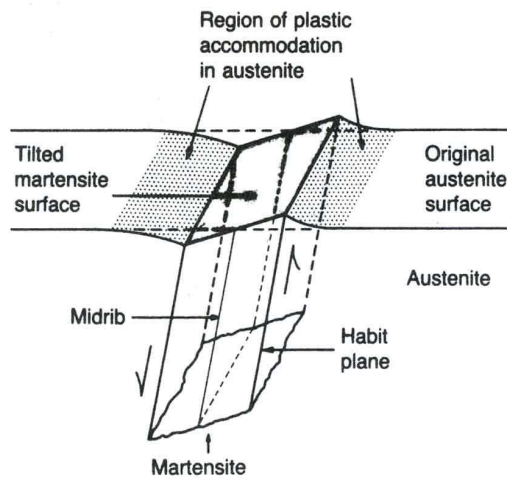
Fig. 2. 12 을 보면  $\gamma \rightarrow \alpha'$ 가 일어나기 위해서는  $\gamma$ 의 자유에너지 보다  $\alpha'$ 의 자유에너지가 낮아야 한다. 그러나 변태에는 계면에너지, 변태외 에너지 등의 여분의 에너지를 필요하므로  $\gamma$ 와  $\alpha'$ 의 자유에너지차가 그것을 넘지 않으면 안 된다. 즉, 변태에는 구동력이 필요하다. 따라서 동일탄소량의  $\gamma$ 와  $\alpha'$ 가 평형하는 온도  $T_0$ 보다 적당히 낮은 온도까지 과냉해야 변태가 일어나기 시작한다. 이 과냉도는 강의 경우는 큰편이어서  $200^\circ\text{C}$  정도이다<sup>25)</sup>.



**Fig. 2. 12.** Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation<sup>25)</sup>.

#### 나. *Habit plane*

한 개의 모상결정 중에 형성된  $\alpha'$ 판은 habit plane<sup>22)~24)</sup>이라고 부른 모상격자의 특정면에 평행으로 되어 있다. 보통 이 habit plane은 고지수의 결정학적 면이다. 예컨대, 고탄소강의  $\alpha'$ 판의 habit plane은  $\{225\}_r$ 이며 이 habit plane은 반응온도 및 조성에 따라 달라지기도 한다. Fe-C 강의 habit plane을 조성에 따라 나타내면, 0 ~ 0.4 w/o C에서는  $\{111\}_r$ , 0.4 ~ 1.4w/o C에서는  $\{225\}_r$ , 1.4 ~ 1.8w/o C에서는  $\{259\}_r$ 이다. 이처럼  $\alpha'$ 는 모상의 특정면에서만 생성된다는 것이  $\alpha'$ 반응의 특성으로 되어 있다. Fig. 2. 13 은 마르텐사이트의 특정면인 habit plane을 나타내고 있다<sup>25)</sup>.



**Fig. 2. 13.** Diagram of martensite crystal, showing shear and surface tilting<sup>26)</sup>.

#### 다. 결정격자 방위관계

마르텐사이트 변태에서는 생성상의 결정방위와 모상의 결정방위가 일정한 관계를 유지하고 있다. 예컨대 탄소강의 경우는  $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$ ,  $[\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha'}$  인 관계가 있다. 이것은 Fig. 2. 14의 (a) 및 (b)에서 사선친 삼각형의 면이 서로 평행하며, 그중의 한 개의 방향이 서로 평행하게 되었다. 이 관계를 발견자의 이름을 따라 Kurdjumov-Sachs (K-S)의 관계라고 한다. Fe-30wt%Ni 합금에서는  $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$ ,  $[11\bar{2}]_\gamma // [0\bar{1}1]_{\alpha'}$ 의 관계가 성립하며 이것을 서산(Nishiyama)의 관계라고 한다. 면의 평행관계는 K-S 관계와 같으며 그 면내의 방향은 Fig. 2. 14으로부터 알 수 있는 바와 같이 K-S관계와 약  $5^\circ$ 의 차가 있다. 또 Ni강 (22w/o Ni, 0.8w/o C)에서는 Greninger-Troiano의 관계가 성립한다. 이와 같이 강의 성분에 따라 일정한 격자방위관계가 있는 것이  $\alpha'$ 의 특성으로 되어 있다<sup>25), 27)</sup>.

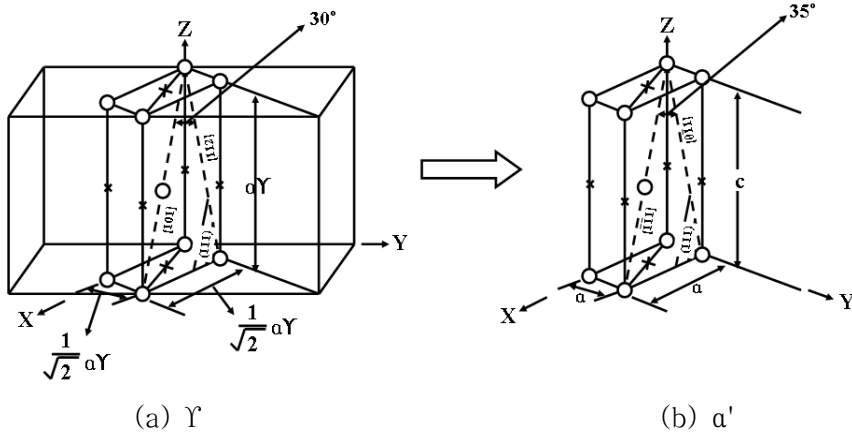


Fig. 2. 14. Schematic diagram of  $\gamma \rightarrow \alpha'$ <sup>25)</sup>.

## 라. 표면기복

$\alpha'$ 가 생기면 표면에 요철이 나타난다. 강에 Ni 등을 다량 넣어서 실온에서 오스테나이트 상으로 만든 다음, 표면을 곱게 연마하여  $M_s$ 점 이하로 냉각해서  $\alpha'$ 를 생성 시키면  $\alpha'$  결정이 표면에 요철이 생긴다. 이것을 표면기복(Surface relief)이라고 한다. 이 표면기복의 양상은 불규칙한 것이 아니고 표면의 경사각이 결정방위에 따라서 일정 값을 갖는다. 또 모상표면에 미리 선을 그어 놓으면  $\gamma$ 과  $\alpha'$ 의 경계에서 선에 굴절이 생긴다. 이 굴절각도 결정방위에 따라서 일정 값을 갖는다. 이와 같이 결정 방위에 따라서 표면기복, 선의 굴절 등이 있다는 것은,  $\gamma \rightarrow \alpha'$  변태시 일정한 형태변화 (결정의 외형변화)가 일어났다는 표면에의 증거이다<sup>25)~27)</sup>.

## 마. 협동적 원자운동에 의한 변태

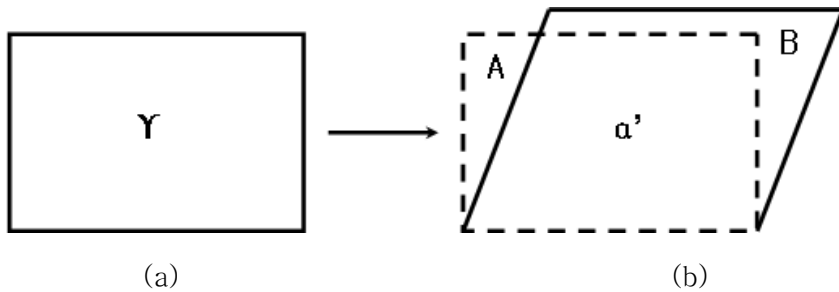
전술한 바와 같이 마르텐사이트는 무확산변태이므로 어떤 체적의  $\gamma$ 가 그대로 구조가 다른  $\alpha'$ 에 변태하는 것이다. 이 경우 어떤 방식에 의해서  $\alpha'$ 결정이 만들어지는가가 문제이다. 단지 간단하게  $\gamma$ 결정이 깨져서 한 원자씩 독립적으로 움직여서  $\alpha'$ 결정으로 되는 방식도 생각할 수 있지만, 생성된  $\alpha'$ 결정에는 일정한 habit plane이 있으며  $\gamma$ 정과  $\alpha'$ 결정사이에 일정한 방위 관계가 있다는 점 등을, 표면에 일정한 형태변화가 있다는 것과 같이 생각해 보면, 마르텐사이트 변태 중에는 그러한 외형적 변화만이 아니고 내부적으로도 원자가 질서 있는 이동을 했기 때문에 나타난 결과라고 생각하지 않을 수 없다. 그 원자의 운동에는 어느 정도의 열진동은 동반되고 있지만 액체 또는 기체와 같이 자유롭지는 않고, 바로 이웃한 원자와 작용해서 기하학적으로도 어떤 협동적 운동을 유지하면서 새로운 결정을 형성한다<sup>25)~26)</sup>.

## 2. 3. 3. 마르텐사이트 변태 결정학

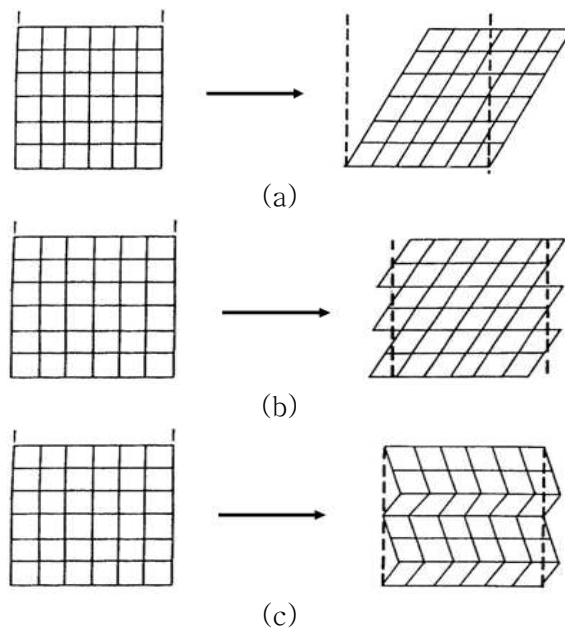
Fig. 2. 15에서 보는 바와 같이 (a)의 결정과  $\gamma$ 가 (b)의 결정과 같이 변형하는 것이기 때문에, 이것이 결정내부에서 일어남으로 A의 부분은 공극이 생기며 B부분에서는 포개지는 모순이 일어난다. 이렇게 되어서는 안되므로, 변태변형을 저지하는 역응력이 외부로부터 작용하게 된다. 이것을 완화하기 위해서는, 탄성변형 정도로는 불충분하며, 변태하는 부분에 현저한 소성변형이 일어나서 그것을 보충하지

않으면 안된다. 물론 이것은 변태의 진행과 평행해서 행해진다<sup>14), 26)</sup>.

이 보죽변형의 방법은 보통의 소성변형의 경우와 같이 전위의 운동이라고 믿고 있다. 그것이 완전전위이면 slip으로 되면 부분전위이면 격층결함 또는 내부쌍정으로 된다. Fig. 2. 16의  $\alpha'$ 내부의 이러한 결함들은 보통의 소성변형시 보다는 월등히 많은 수가 존재한다. 실제로 이와 같은 보죽변형의 흔적으로서 적자결함들이  $\alpha$  '결정 내에 존재함이 전자현미경으로 관찰된다. Fig. 2. 17. 탄소함류량에 따라서 나타나는 마르텐사이트의 결정 구조를 보여준다. 이와 같이 내부에 무수한 격자결함이 존재하는 것은  $\alpha'$ 변태의 큰 특징의 하나이다<sup>25)~26)</sup>.



**Fig. 2. 15.** Schematic diagram of martensite transformation<sup>25), 28)</sup>.



**Fig. 2. 16.** Diagram illustrating both deformations required for formation of martensite phase; (a) lattice deformation, (b) slip type and (c) twin type<sup>28)~29)</sup>.

	Lath (Fe-9%Ni-0.15%C)	Lenticular (Fe-29%Ni-0.26%C)	Thin plate (Fe-31%Ni-0.23%C)
Substructure	Dislocation	Dislocation Twin (midrib)	Twin
Habit plane	$\{111\}_A$ $\{557\}_A$	$\{259\}_A$ $\{3\ 10\ 15\}_A$	$\{3\ 10\ 15\}_A$
O.R.	K-S	N-W G-T	G-T
Ms	high ←		→ low

**Fig. 2. 17.** Morphology and crystallography of  $\alpha'$  (bcc or bct) martensite in ferrous alloys<sup>29)</sup>.

## 2. 4. 강의 오스테나이트화 처리

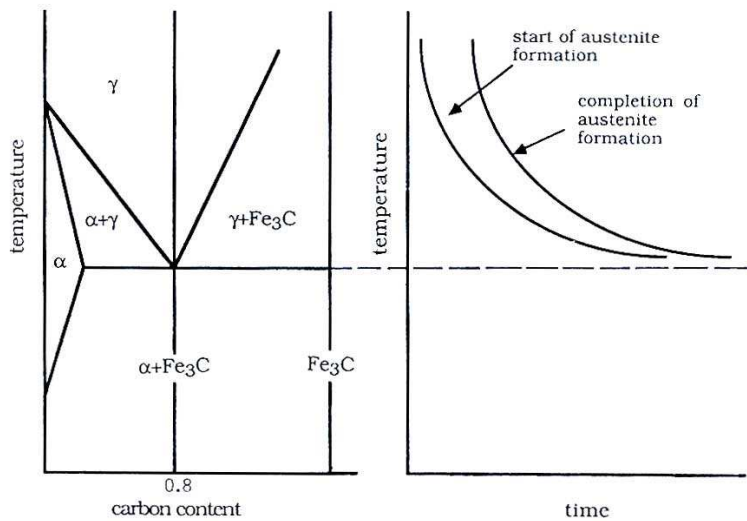
### 2. 4. 1. 강에서의 오스테나이트의 생성

초기조직 즉 펄라이트를 오스테나이트 온도 구역에 유지할 때 유지시간에 비례하여 오스테나이트는 항온적으로 변태한다.

적절한 관찰법에 의해 처음의 오스테나이트 결정립이 나타나서 펄라이트가 오스테나이트로 완전히 바뀌는 것을 관찰 할 수 있다. 이러한 미세조직 관찰에 의해 오스테나이트 생성에 대한 시간 - 온도 변태( TTT: Time-Temperature Transformation) 곡선을 그릴 수 있다. 오스테나이트로부터 펄라이트 및 베이나이트가 생성되기 시작하는 시간과 종료하는 시간은“C” 곡선의 형태를 따르지 않는다. “C”곡선은 생성물이 핵생성 되고 성장하는 속도의 온도 의존성에 기인하기 때문이다. 온도가 저하함에 따라 변태에 대한 자유에너지 즉 생성물인 펄라이트와 모상인 오스테나이트의 자유에너지 차는 증가하기 때문에 핵생성 및 성장속도는 증가한다. 온도 저하에 따라 증가된 열역학적 구동력은 핵 생성속도 및 성장속도를 증가시킨다. 그러나 충분히 낮은 온도에서는 원자의 유동도가 증가하여 핵생성 및 성장속도가 상쇄되기 때문에 핵생성 속도 및 성장 속도는 중간온도에서 나타난다<sup>30)</sup>.

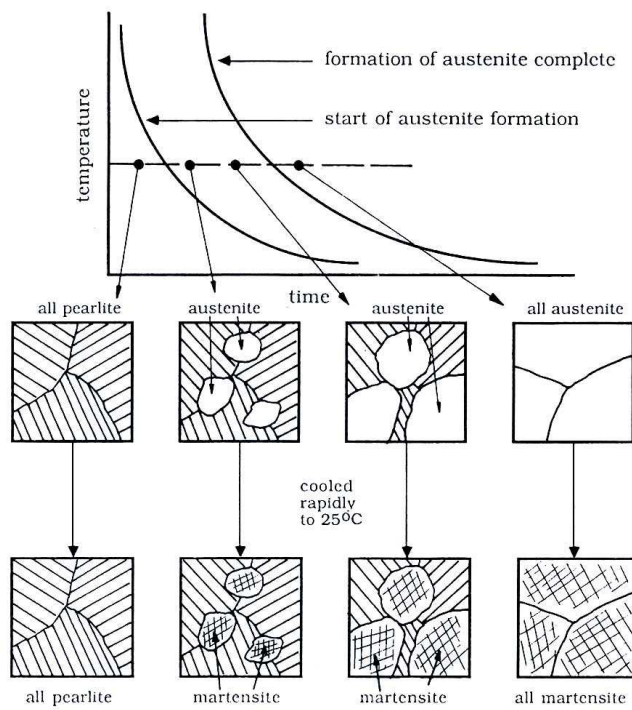
오스테나이트가 생성되는 과정은 약간 다르다. 온도가 오스테나이트 온도로 상승함에 따라 자유에너지는 증가한다. 따라서 오스테나이트 생성속도는 온도가 상승함에 따라 증가한다. 또한 온도 상승에 따라 원자의 유동도는 증가한다. 따라서 오스테나이트 생성 시 핵생성 속도 및 성장속도에 대한 열역학적 구동력과 원자의 유동도는 온도가 상승하면 더 커진다. 따라서 온도상승에 따라 핵생성 속도 및 성장속도는 연속적으로 증가한다. 오스테나이트 생성의 시작 및 종료를 나타내는 곡선은 온도가 증가함에 따라서 시간이 감소하는 것을 나타낸다. 이러한 특징을 Fig. 2. 18에 개략적으로 나타낸다. 이 곡선은 오스테나이트의 생성에 대한 TTT곡선 또는 모상 즉 펄라이트의 분해에 대한 TTT곡선으로 간주할 수 있다. 오스테나이트의 생성을 조사하기 위한 한 방법은 원하는 초기 미세조직을 갖는 시편을 선택한 오스테나이트화 온도로 급속히 가열하여 그 온도에서 일정시간 유지한 후 25℃로 급

냉하는 방법이다. 이러한 실험에 의해 나타나는 마르텐사이트는 오스테나이트화 온도에서 오스테나이트이었음을 의미한다. 이러한 실험과정을 개략적으로 Fig. 2. 19에 나타낸다. 미세조직 실험이외에도 경도시험에 의해 반응 생성물의 양을 추정해볼 수도 있다<sup>30)</sup>.



**Fig. 2. 18.** Schematic diagram showing an isothermal TTT diagram for the formation of austenite<sup>30)</sup>.



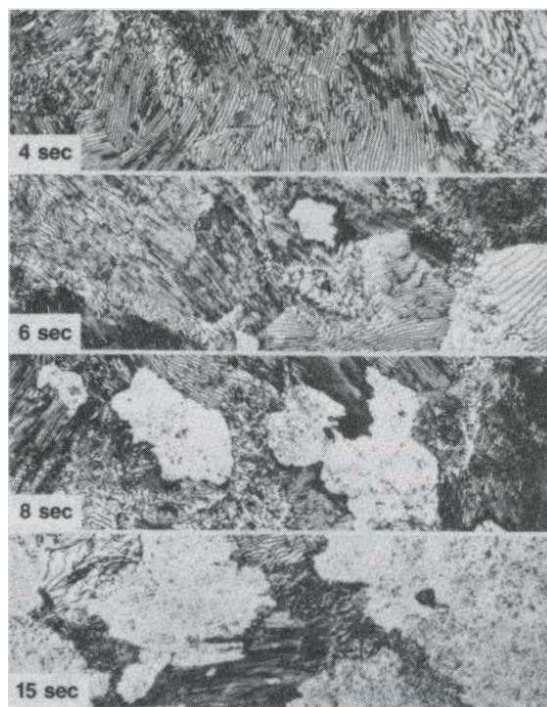


**Fig. 2. 19.** Schematic diagram showing the formation of austenite from pearlite upon austenitizing at a fixed temperature<sup>30)</sup>.

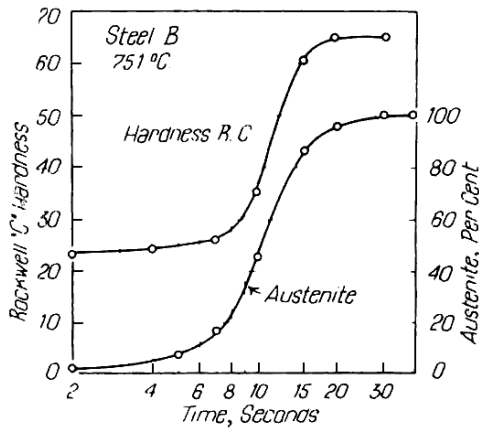
## 2. 4. 2. 펄라이트로부터 오스테나이트의 생성

Fig. 2. 20은 초기조직인 펄라이트로부터 오스테나이트 생성을 나타내는 미세조직이다. 다른 강에서 펄라이트로부터 오스테나이트가 생성 할 때 오스테나이트화 시간에 따른 측정된 오스테나이트의 양을 Fig. 2. 21(b)에 나타낸다<sup>31)</sup>.

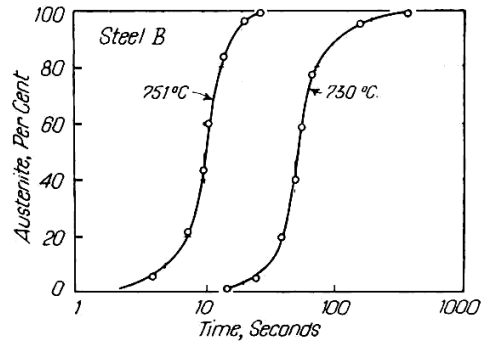
특징적인 “S”자 형태의 곡선에 주목할 필요가 있으며 이 곡선은 오스테나이트로의 변태는 핵생성과 성장과정임을 나타낸다. 또한 Fig. 2. 21(a)는 경도시험결과로서 생성된 오스테나이트 양은 오스테나이트가 25℃ 급냉에 의해 마르텐사이트로 바뀌기 때문에 경도증가에 의해 추정할 수 있다. 오스테나이트 생성에 미치는 오스테나이트화 온도의 영향을 Fig. 2. 21(b)에 나타낸다<sup>30)~32)</sup>.



**Fig. 2. 20.** Microstructure showing the formation of austenite from pearlite<sup>31)</sup>.



(a)



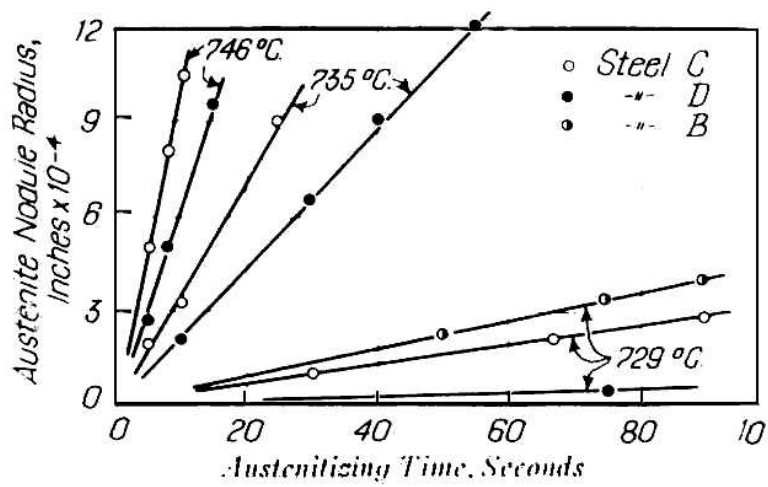
(b)

Fig. 2. 21. The amount of austenite formed from pearlite as a function of time; (a) at 751°C, (b) for two different austenitizing temperature<sup>32)</sup>.

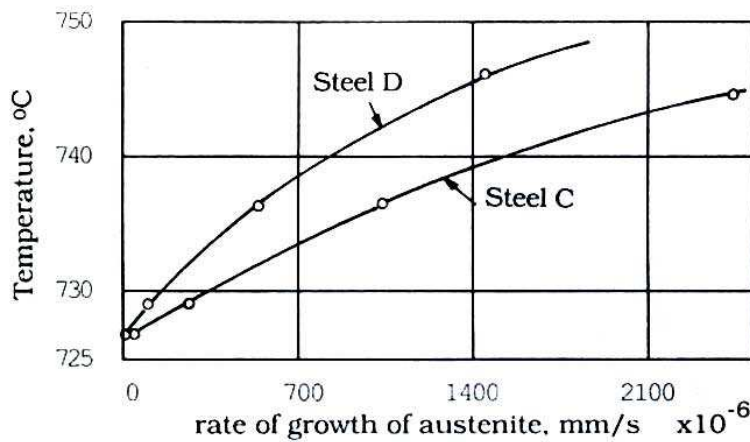
### 가. 펄라이트로부터 생성되는 오스테나이트의 성장속도

오스테나이트 결정립의 성장속도는 금속조직 시험편 또는 가열장치가 부착된 금속현미경 관찰에 의해 결정할 수 있다. Fig. 2. 22는 시간에 따른 오스테나이트 결정립 반경의 변화를 나타낸 것으로서 특정온도에서 성장속도는 일정하다는 것을 알 수 있다<sup>30), 32)</sup>.

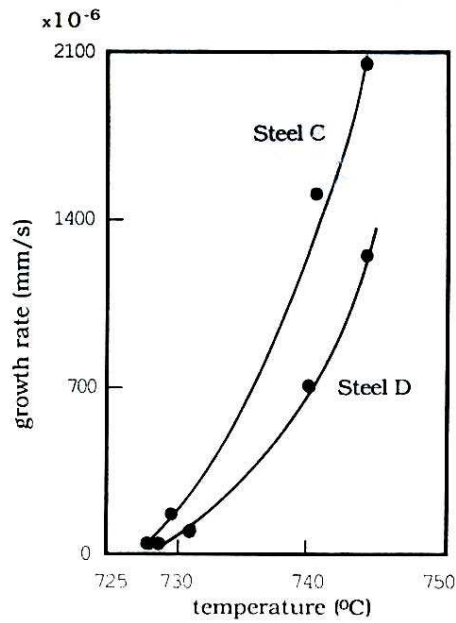
Fig. 2. 23은 Fig. 2. 22의 각 값들을 온도변화에 따라 나타낸 것이다. Fig. 2. 24는 종속변수인 오스테나이트 결정립 성장속도를 Y-축에 표시하는 좀 더 보편적인 방법으로 나타낸 것이다. 2개의 다른 강종에 대한 온도에 대한 결정립 성장속도를 Fig. 2. 25에 나타낸다. Fig. 2. 23, Fig. 2. 24 및 Fig. 2. 25는 온도 증가에 따라 결정립 성장 속도가 연속적으로 증가하는 것을 보여준다<sup>32)~33)</sup>.



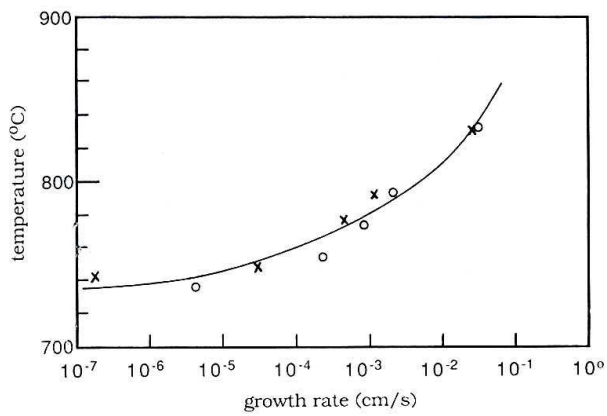
**Fig. 2. 22.** Austenite nodule radius as a function of time for the formation of austenite from pearlite<sup>32)</sup>.



**Fig. 2. 23.** The growth rate of austenite forming in pearlite as a function of austenitizing temperature<sup>32)</sup>.



**Fig. 2. 24.** The same data plotted as growth rate versus austenitizing temperature<sup>32)</sup>.



**Fig. 2. 25.** The growth rate of austenite forming in pearlite as a function of austenitizing temperature for two steels<sup>33)</sup>.

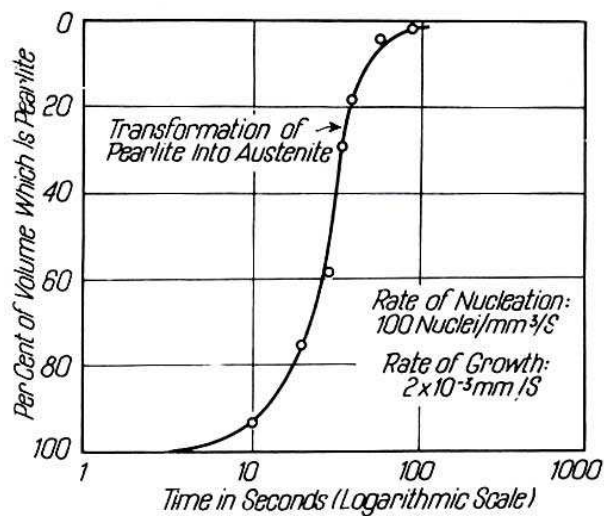
### 나. 펄라이트에서 오스테나이트의 핵생성

공석강의 가열 중에 일어나는 오스테나이트의 생성은 공석반응 즉 페라이트 + 탄화물  $\rightarrow$  오스테나이트 반응을 포함한다. 따라서 탄화물/페라이트 계면에서 오스테나이트가 핵생성될 것으로 기대된다. 펄라이트에는 무수히 많은 페라이트 - 탄화물 계면이 존재하므로 핵 생성 속도는 매우 클 것으로 기대된다. 예를 들면 계면의 거리가 약  $5 \times 10^{-4}$  cm이면  $1\text{cm}^3$ 당 페라이트 - 탄화물 표면적은 약  $4,000\text{cm}^2$ 이다. 만약 페라이트 0 탄화물 계면에서 매  $10\mu\text{m}$ (즉 5000개의 Fe원자거리)마다 오스테나이트 핵이 생성되면 각 계면에는  $10^6$ 개의 핵이 생성되므로  $1\text{cm}^3$ 의 펄라이트에는 약  $10^9$ 개의 오스테나이트 핵 생성속도가 있다<sup>34)</sup>.

Fig. 2. 20에 나타낸 미세조직 사진을 보면 오스테나이트의 핵 생성은 이론적으로 계산된 펄라이트의 핵생성장소의 수에 비해 상대적으로 낮은 것이 분명하다. 예를 들면 Fig. 2. 20에 나타낸 미세조직 사진으로부터 오스테나이트화 시간 6초에서 2개의 오스테나이트 결정립이 생성되며 8초 후에는 4개의 오스테나이트 결정립이 나타난다. 따라서 2초 간격으로 대략 2개의 오스테나이트 결정핵이 생성된다. Fig. 2. 20의 미세조직 사진은 평면이므로 체적으로 환산하면 오스테나이트 결정립의 수는 약 6개이며  $1\text{cm}^3$ 에는  $10^7$ 개가 된다. 이 낮은 핵 생성이 일어날 수 있는 페라이트 - 탄화물 계면적으로부터 계산된 값보다 수 백배가 작다. Fig. 2. 26 는 오스테나이트 시간에 따른 생성된 오스테나이트 양을 나타낸다. 핵생성 속도는  $10^5\text{개}/\text{cm}^3$ 로서 계산된 값과 거의 유사하다<sup>31), 34)</sup>.

펄라이트로부터 생성된 오스테나이트의 미세조직을 보면 오스테나이트 결정립은 바로 페라이트 - 탄화물 결정립에서 생성되지 않고 펄라이트 콜로니 사이의 계면에서 핵생성 됨을 알 수 있다. 이러한 예를 Fig. 2. 27에 나타낸다. 이러한 관점에서 보면 핵생성이 일어날 수 있는 대단히 많은 계면적이 존재한다 하더라도 펄라이트에서 오스테나이트의 핵 생성속도는 매우 빠르지 않다. 불균일 핵 생성과 표면에서의 핵 생성에 대한 고전적 핵생성이론은 수정되어야 하며 손상과 생성사이의 계면에너지 항을 고려하여야 한다. 표면에너지는 두 결정사이의 격자 불균형에 의해 생기는 것으로서 고정각경계는 우선적인 핵 생성장소이다<sup>33)~34)</sup>.

이러한 사실을 펄라이트의 페라이트 - 시멘타이트 계면에서 핵생성이 잘 일어나지 않는 이유가 된다.

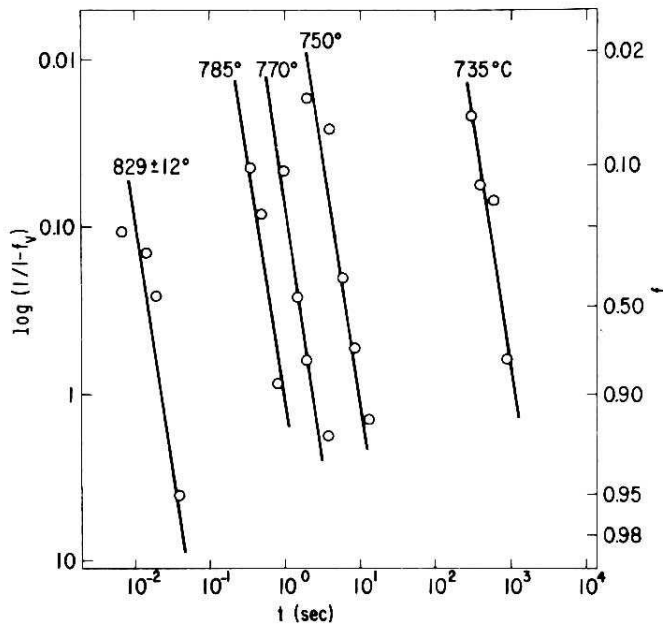


**Fig. 2. 26.** The amount of austenite forming from pearlite as a function of austenitizing time<sup>34)</sup>.



**Fig. 2. 27.** An optical micrograph showing the formation of austenite from pearlite along the boundary between pearlite colonies<sup>33)~34)</sup>.

즉 핵생성은 펄라이트 콜로니들 사이의 고정각경계에서 일어나며 고정각경계는 표면에너지가 더 크게 작용된다. 오스테나이트화 시간에 따른 오스테나이트 분율을 측정하여 Fig. 2. 28에 나타낸다<sup>33)~34)</sup>.



**Fig. 2. 28.** The amount of austenite as a function of austenitizing time<sup>33)~34)</sup>.

직선들의 기울기는 3이며 이러한 데이터에 일치하는 핵생성 및 성장이론은 식 (2-1)과 같이 Mehl- Johnson식으로 나타낼 수 있다<sup>33)~34)</sup>.

$$f_v = 1 - \exp\{(-\pi/3)NG^3t^4\} \text{ -----(2-1)}$$

$f_v$  : 생성물의 분율

$N$  : 핵생성속도

$G$  : 성장속도



그러나 만약에 핵생성장소가 매우 빠르게 포화되면 시간이 지남에 따라 더 이상 핵생성이 일어나지 않는다. 식 (2-1)은 식(2-2)와 같이 나타낼 수 있다.

$$fv = 1 - \exp\{(-4\pi/3)NG^2t^3\} \text{ -----(2-2)}$$

식(2-2)는 펄라이트로부터 오스테나이트의 핵 생성속도는 크나 우선적인 핵생성장소가 많지 않아 핵생성장소가 매우 빨리 소진되는 경우를 고려하여 적용한다. 그러므로 오스테나이트의 생성속도는 오스테나이트 결정립의 성장속도에 의해 제어된다<sup>30), 33)~34)</sup>.

## 제 3 장 실험방법

### 3. 1. 시편

본 연구에서 사용된 합금은 Table 3. 1과 같이 Fe-(0.38~0.43%)C-(0~1.45%)Cr 강으로서 1200℃에서 1시간 열처리한 후 900℃에서 4mm두께로 열간압연하였고 50~60% 냉간압연하여 최종두께가 2mm인 냉연판재를 이용하였다. 이러한 냉연판재에 대해서는 C의 양을 0.38~0.43%, Cr의 양을 0~1.45%로 변화시켜 어닐링에 따른 펄라이트의 구상화, 오스테나이트화 및 급냉조직에 미치는 C 및 Cr의 영향을 조사하였다.

**Table 3. 1.** Chemical composition of the alloys used in this study(wt.%)

	<i>No.</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>B</i>
<i>Cr</i>	103	0.378	0.20	1.0	0	0.0018
	104	0.377	0.20	1.0	0.94	0.0016
	105	0.380	0.20	1.0	1.46	0.0015
	106	0.378	0.21	1.0	1.95	0.0015
<i>C</i>	108	0.381	0.20	1.0	1.48	0.0017
	109	0.341	0.20	1.0	1.45	0.0015
	110	0.394	0.20	1.0	1.44	0.0016
	111	0.426	0.21	1.0	1.45	0.0018

## 3. 2. 열처리

### 3. 2. 1. 코일링 온도

코일링 온도에 따른 미세조직 변화를 조사하기 위하여 1200℃에서 1시간 균질화 처리하여 900℃에서 4mm두께로 열간 압연한 후 열간압연 판재를 300~680℃ 온도 구간에서 1시간 동안 유지한 후 공냉하여 미세조직을 관찰하였다. Fig. 3. 1은 코일링 열처리 공정의 개략도를 나타낸다.

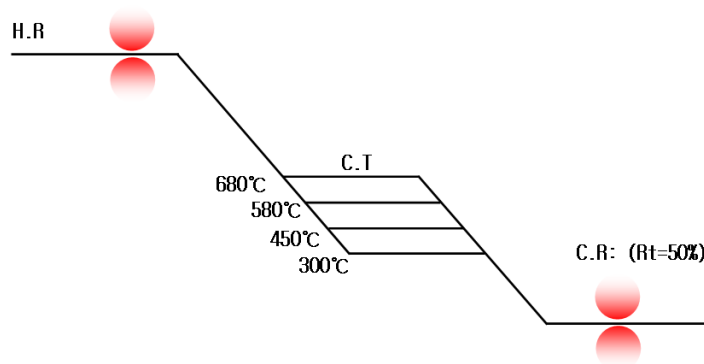


Fig. 3. 1. Schematic diagram of coiling temperature.

### 3. 2. 2. 어닐링

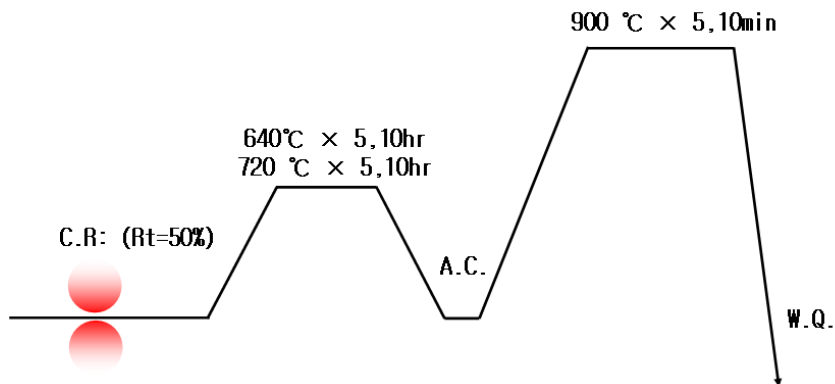
냉연판재의 어닐링 온도에 따른 미세조직 변화 및 퍼얼라이트의 구상화정도를 조사하기 위해 냉연판재를 30×10(mm)로 절단하였으며, 절단된 판재는 어닐링시 산화방지를 목적으로 스테인리스 판재 및 동판을 사용해 두겹으로 밀봉했다. 그리고 탁상형 전기로를 이용하여 640℃ 및 720℃에서 각각 5시간 및 10 시간 유지한 후 공냉하였다.

Fig. 3. 2는 어닐링 공정을 도식적으로 나타낸다.

### 3. 2. 3. 오스테나이타이징 및 퀀칭

640℃ 및 740℃에서 어닐링 처리한 시편을 Ar 분위기 수평형 관상로를 이용하여 900℃에서 각각 5분 및 10분 오스테나이트화 처리한 후 퀀칭유(20%Oil + 80%water)에 급냉하였다.

Fig. 3. 2에 냉연재의 오스테나이타이징 및 퀀칭의 열처리 공정을 도식적으로 나타낸다.



*Fig. 3. 2.* Schematic diagram of annealing, austenitizing and quenching

### 3. 3. 미세조직 관찰 및 기계적 성질

#### 3. 3. 1. 광학현미경 관찰

합금조성 및 열처리에 의한 냉연재의 상변화, 탄화물의 크기 및 분포 등을 조사하기 위하여 마운팅된 시편들을 0.05 $\mu\text{m}$  크기의 알루미나 분말까지 미세연마한 후 Nital(2%)로 에칭하여 광학현미경으로 관찰하였다.

#### 3. 3. 2. 주사전자현미경 관찰

주사전자현미경(FESEM: Field Emission Scanning Electron Microscope)을 이용하여 상변화, 탄화물의 크기 및 분포 등을 조사하였으며 광학에서 볼 수 없었던 조직형상과 미세결정립 등을 관찰하였다. 열처리된 시편을 Table 3. 2와 같은 전해액을 이용하여 전해연마 한 후 Nital(2%)으로 에칭하였다.

**Table 3. 2.** Chemical composition of electrolytic polishing(ml)<sup>35)</sup>

<i>Chemical composition</i>	<i>(ml)</i>
Perchloric acid	54
Ethanol	800
Water	146

### 3. 3. 3. 투과전자현미경 관찰

합금조성에 따른 냉연재를 열처리한 후 조직의 상변화 및 결정립의 크기 등을 조사하기 위해 시편을 Ion miller를 이용하여 연마한 후 천공하였다. 가속전압 300KV에서 투과전자현미경(TEM:Transmission Electron Microscope)으로 관찰하였다. 또한 EDS(Energy Dispersive X-ray Spectrometer)를 이용하여 기지 및 탄화물의 화학성분을 분석하였다.

### 3. 3. 4. 원자전자현미경 관찰

조성이 다른 냉연재 시편을 퀀칭한 후 마르텐사이트의 상변화 및 형상 등을 조사하기 위하여 AFM(Atomic Force Microscope)을 이용하였다. 1cm×1cm 크기의 퀀칭된 시편을 엿칭한 후 noncontact mode로 표면을 scanning 하여 표면특성, 굴곡 그리고 결정입자 크기 등을 분석하였다.

### 3. 3. 5. 경도 시험

냉연재의 열처리 조건에 따른 시편들의 경도값을 비교하기 위하여 비커스 경도 시험기를 이용하여 각 시편들의 경도값을 측정하였으며 이 때 사용된 압자는 피라미드 형, 시험하중은 50kg, 유지시간은 20초이었다. 경도값은 5회 측정하여 평균값을 취하였다.

### 3. 3. 6. X-선 회절 시험

열처리 조건에 따른 결정구조 및 상변화를 조사하기 위하여 X-선 회절 시험하였다. 시편은 #1000의 SiC연마지로 연마하였으며 CuK $\alpha$  특성 X-선을 사용하여 전압 40KV 및 전류 30mA에서 20°~90°의 범위의 X-선 회절 도형을 얻었다.

### 3. 3. 7. 퍼얼라이트의 구상화율 측정

어닐링 조건과 합금원소의 영향으로 층상펄라이트가 구상으로 변화하는 구상화율을 정량적으로 표현하기 위해 주사전자현미경 사진을 통한 Image-pro 화상분석기를 이용하여 세멘타이트의 구상화율을 분석 및 조사하였다.

## 제 4 장 실험결과 및 고찰

### 4. 1. 코일링 온도에 따른 미세조직 및 경도변화

#### 4. 1. 1. 미세조직

코일링 온도에 따른 미세조직의 변화를 조사하기 위하여 Fe-1.43%Cr-0.34%C강을 1200℃에서 1시간 균질화처리 한 후 900℃에서 4mm두께로 열간 압연하여 300℃, 450℃, 500℃ 및 680℃에서 1시간 유지한 판재의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰하였으며 그 결과는 Fig. 4. 1과 같다.

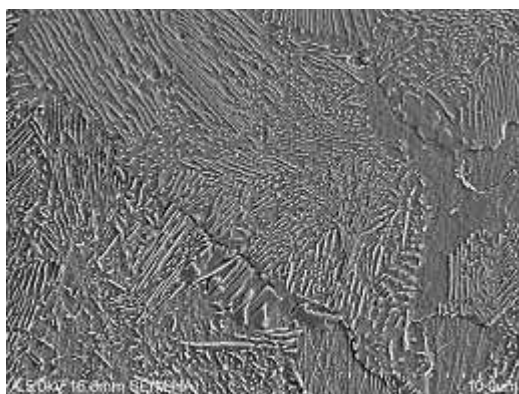
Fig. 4. 1의 (a)는 Fe-1.43%Cr-0.34%C 열연판재를 코일링 온도가 680℃인 로에서 1시간 유지하여 로냉하였을때 미세조직을 나타낸다. 이 미세조직에서는 주로 페라이트와 퍼얼라이트의 이상조직이 관찰되었으며 퍼얼라이트 콜로니 내에는 주로 층상으로 발달된 세멘타이트들이 석출되었다.

Fig. 4. 1의 (c)는 코일링 온도 저하에 의한 층상 세멘타이트가 미세한 입상으로 변해가는 중간 단계의 상을 나타냈으며 층상 세멘타이트는 일부 변형되거나 파단됨을 알 수 있다.

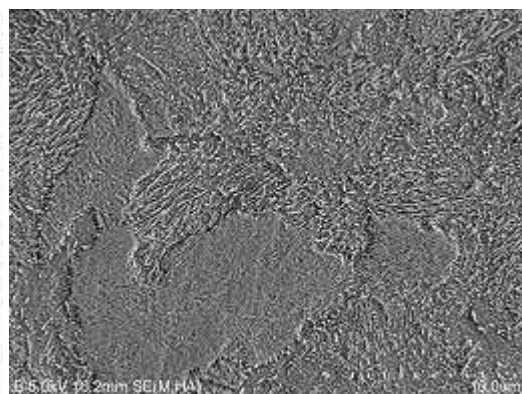
코일링 온도가 580℃, 450℃ 및 300℃로 저하함에 따라 층상의 세멘타이트는 미세한 입상으로 변하였다. 또한 퍼얼라이트 콜로니의 크기 역시 코일링 온도가 상승하면 조대하였으나 코일링 온도가 저하함에 따라 감소하는 경향을 나타냈다.

코일링 온도가 저하함에 따라 퍼얼라이트 콜로니의 크기가 작아지고 층상의 세멘타이트가 입상으로 변하는 이유는 공석반응 ( $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ )에 의하여 오스테나이트로부터 생성되는 퍼얼라이트 및 세멘타이트의 핵 생성 및 성장과 관련이 있으며 공석온도보다 낮은 코일링온도에서는 세멘타이트의 핵생성은 용이하나 성장이 어려워 미세한 입상의 세멘타이트가 석출하기 때문이다<sup>36)~38)</sup>.

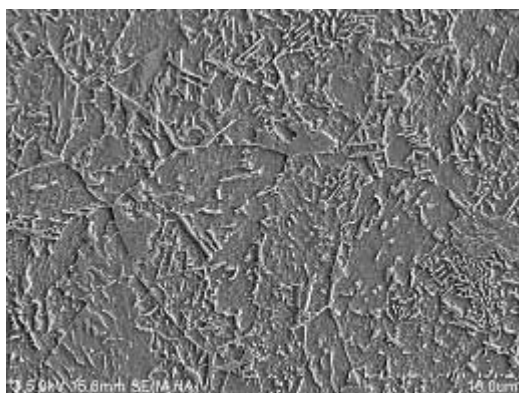




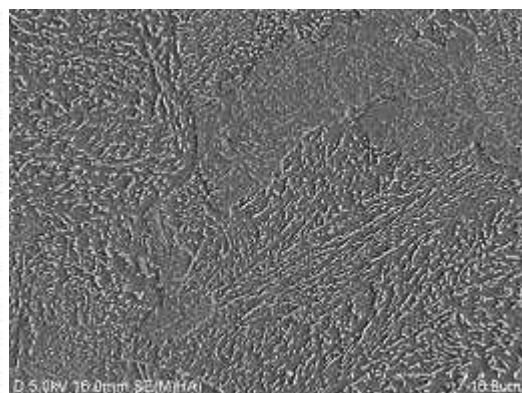
(a)



(b)



(c)



(d)

**Fig. 4. 1.** FESEM images of hot-rolled steels with coiling temperature;  
(a) 680°C, (b) 580°C, (c) 450°C and (d) 300°C.

#### 4. 1. 2. 경도변화

Fig. 4. 2는 코일링 온도에 따라 다른 미세조직을 갖는 Fe-1.43%Cr-0.34%C 열연 판재를 900℃에서 각각 10, 20, 30 및 40분간 오스테나이트화하여 급냉한 시편들의 경도변화를 나타낸다.

전체적으로 코일링 온도가 높은 시편의 경우에는 경도값이 낮게 나타났으며 코일링 온도가 낮아질수록 코일링 온도가 높은 시편보다 경도값은 크게 나타났다. 경도값의 변화를 오스테나이트화 시간에 따라 비교해 보면 오스테나이트화 시간이 10분인 경우 코일링 온도가 높은 시편 즉, 조대한 층상의 퍼얼라이트 조직을 갖는 시편은 HV=527 정도의 낮은 경도를 나타냈으며 코일링 온도가 낮아질수록 즉, 미세한 입상의 퍼얼라이트 조직을 갖는 시편의 경도값은 증가하였으며 최대 HV=660을 나타냈다.

또한 오스테나이트화 시간이 증가함에 따라 코일링 온도가 450℃, 580℃ 및 680℃일 때 시편의 경도값은 오스테나이트화 시간이 20분을 기준으로 상승하였다가 점차 감소하는 경향을 나타냈으며 코일링 온도가 300℃인 시편의 경도값은 오스테나이트화 시간이 10분~40분까지 계속적으로 감소하였다.

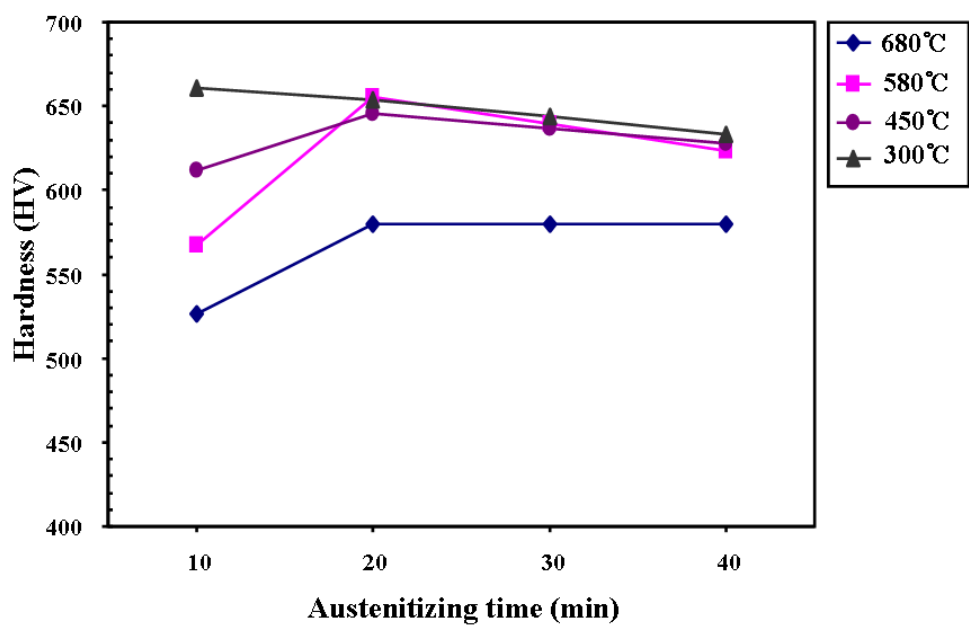
따라서 오스테나이트화 시간에 따른 경도변화는 코일링 온도가 높은 경우 오스테나이트화 초기에 경도값의 큰 변화를 나타내나 코일링 온도가 낮을수록 큰 경도값의 변화를 나타내지 않았다.

Fig. 4. 3은 코일링 온도가 다른 시편들을 900℃에서 10분간 오스테나이트화하여 급냉하였을 때의 미세조직을 광학현미경의 DIC(Differential interference contrast)모드를 이용하여 관찰하였다.

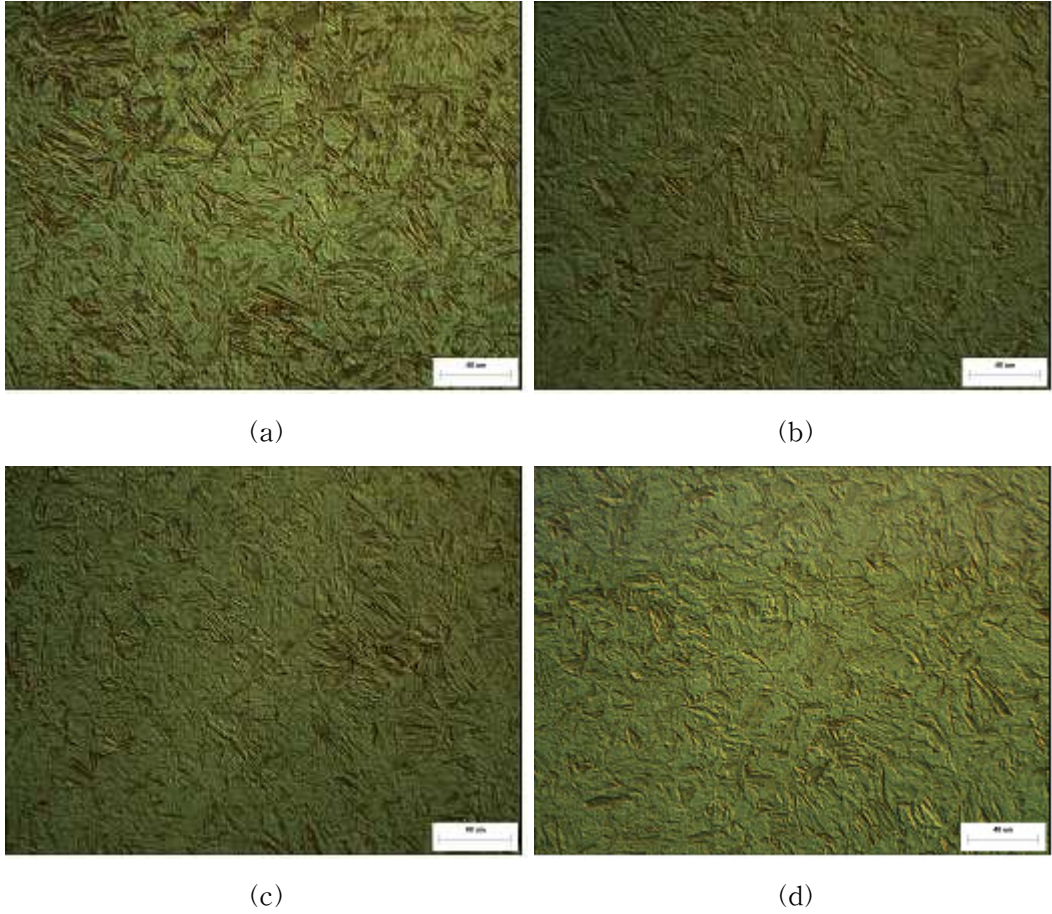
코일링 온도가 680℃로서 층상의 퍼얼라이트조직을 갖는 시편의 급냉조직을 보면 마르텐사이트 morphology는 조대하고 마르텐사이트 이외에 베이나이트가 관찰되었다. 이는 조대한 층상 퍼얼라이트의 경우 900℃×10분의 오스테나이트화에 의해서 세멘타이트의 분해 및 오스테나이트로의 C의 균일한 확산이 충분히 일어나지 않았기 때문이다.

그러나 코일링 온도가 낮은 300℃의 경우에는 미세한 입상의 세멘타이트 미세조직을 갖기 때문에 900℃×10분의 오스테나이트화 조건에서도 세멘타이트의 분해

및 결정립 내에서 C의 확산이 충분히 일어나서 용질원자의 농도분포가 균일한 오스테나이트가 얻어지고 이 후 급냉에 의해 얻어지는 미세한 마르텐사이트 단상에 의해 높은 경도값이 얻어진다.



*Fig. 4. 2.* Change in Vickers hardness value with cooling temperature and austenitizing time.



**Fig. 4. 3.** Optical micrographs of Fe-1.43%Cr-0.34%C alloy quenched at 910°C for 10min with coiling temperature; (a) 680°C, (b) 580°C, (c) 450°C and (d) 300 °C.

## 4. 2. $Fe-(0.94\sim1.95)Cr-0.38C$ 강 및 $Fe-1.45Cr-(0.38\sim0.43)C$ 강의 세멘타이트 구상화

### 4. 2. 1. Cr 및 C 함량에 따른 냉연조직

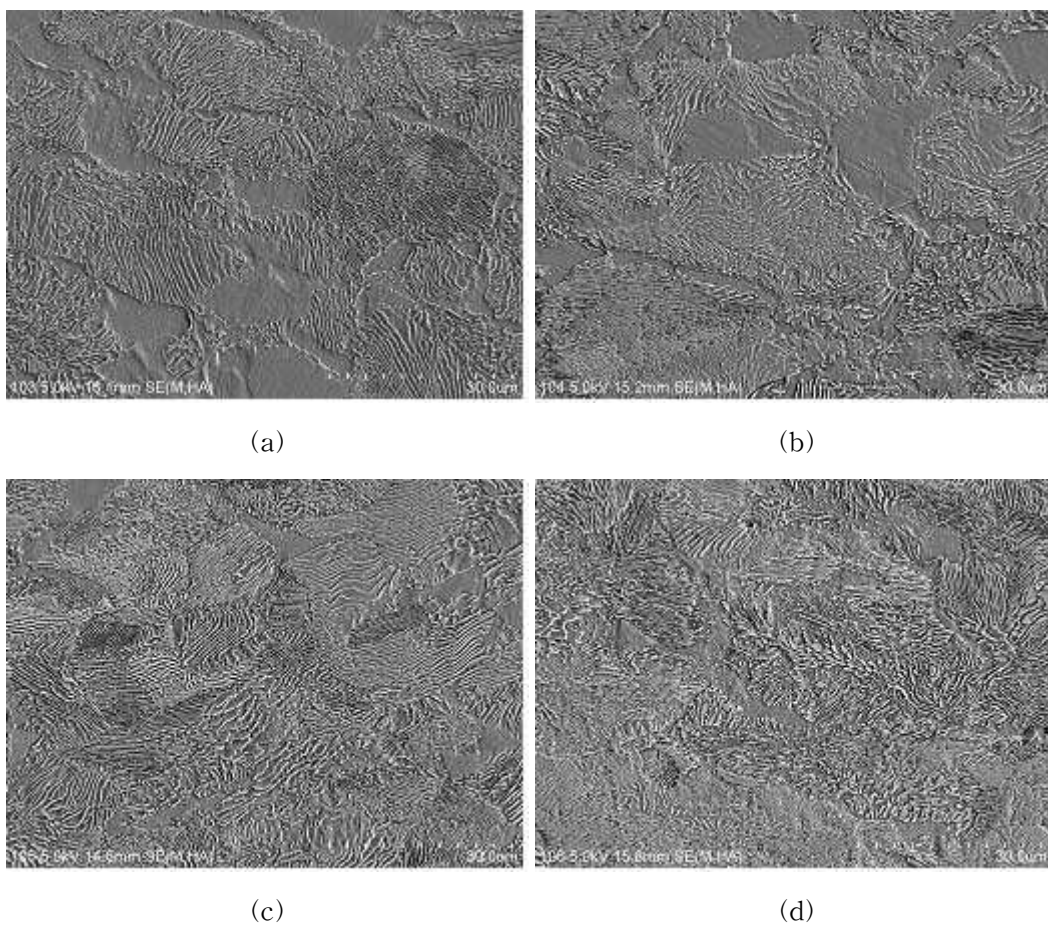
Fig. 4. 4는 C의 함량이 0.38%로 일정하고 Cr의 함량을 0~1.95%로 변화시켰을 때의 냉연조직을 나타낸다. Cr이 첨가되지 않은 시편의 경우 페라이트:퍼얼라이트의 체적분율은 대략 4:6이었으나 Cr의 첨가량이 증가함에 따라 페라이트의 체적분율은 감소하고 퍼얼라이트의 체적분율은 증가하였다.

또한 층상펄라이트의 층상간격은 좁아지는 경향을 나타내고 있으며 냉간압연에 의해  $\alpha$  페라이트 및 퍼얼라이트 압연방향으로 연신되어 있으며 퍼얼라이트 콜로니 내의 세멘타이트는 일부 변형되거나 파단 됨을 알 수 있다. 그리고 Cr량의 증가에 의한 퍼얼라이트 콜로니의 크기는 감소하는 경향을 보였으며 세멘타이트의 층상간격 역시 작아짐을 알 수 있다.

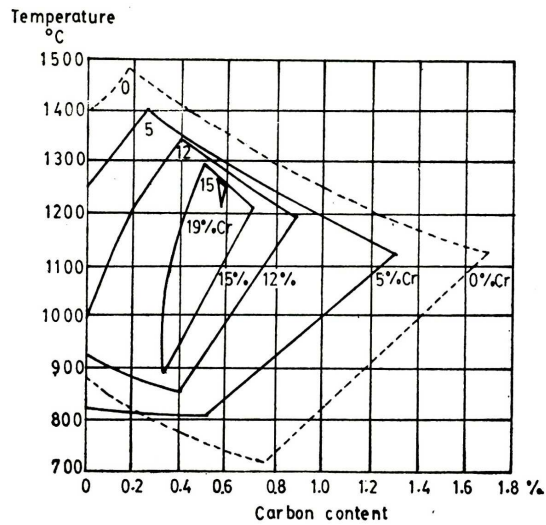
탄소강에서 Cr은 Fig. 4. 5와 같이 Cr함량이 증가함에 따라 오스테나이트 영역을 축소시키며 이와 동시에 공석온도 상승과 함께 공석점이 0.8%C으로부터 저 C 조성쪽으로 이동시키는 역할을 한다. 따라서 Cr의 첨가량이 증가함에 따라 동일 조성의 C함량의 합금일지라도 공석점은 저 C조성쪽으로 이동함에 따라 초석 페라이트의 양은 감소하고 퍼얼라이트의 양은 증가하게 된다.

Fig. 4. 6은 Cr의 양이 1.45%로 일정할 때 C의 함량을 0.32~0.43%으로 변화시킨 냉연판재의 미세조직을 나타낸다. C의 함량이 0.32%인 냉연판재의 경우 퍼얼라이트의 체적분율은 대략 70%를 나타냈으나 이러한 체적분율은 Cr을 첨가하지 않은 Fe-Fe<sub>3</sub>C 평형상태도에서 계산된 40%보다 큰 값으로서 이와 같이 퍼얼라이트의 체적분율이 큰 이유는 탄소강에 Cr이 첨가되었기 때문이다.

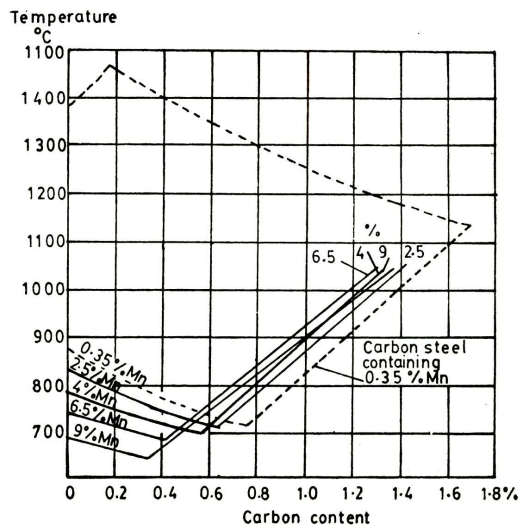
한편 Fig. 4. 6에서 C의 첨가량이 증가함에 따라 퍼얼라이트의 양은 증가하였으며 퍼얼라이트 콜로니 내의 층상 세멘타이트는 조대해지는 경향과 층상 세멘타이트의 간격이 좁아짐을 나타냈다.



**Fig. 4. 4.** FESEM image of cold-rolling steels with Cr contents; (a) 0%Cr, (b) 0.94%Cr, (c) 1.46%Cr and (d) 1.95%Cr.



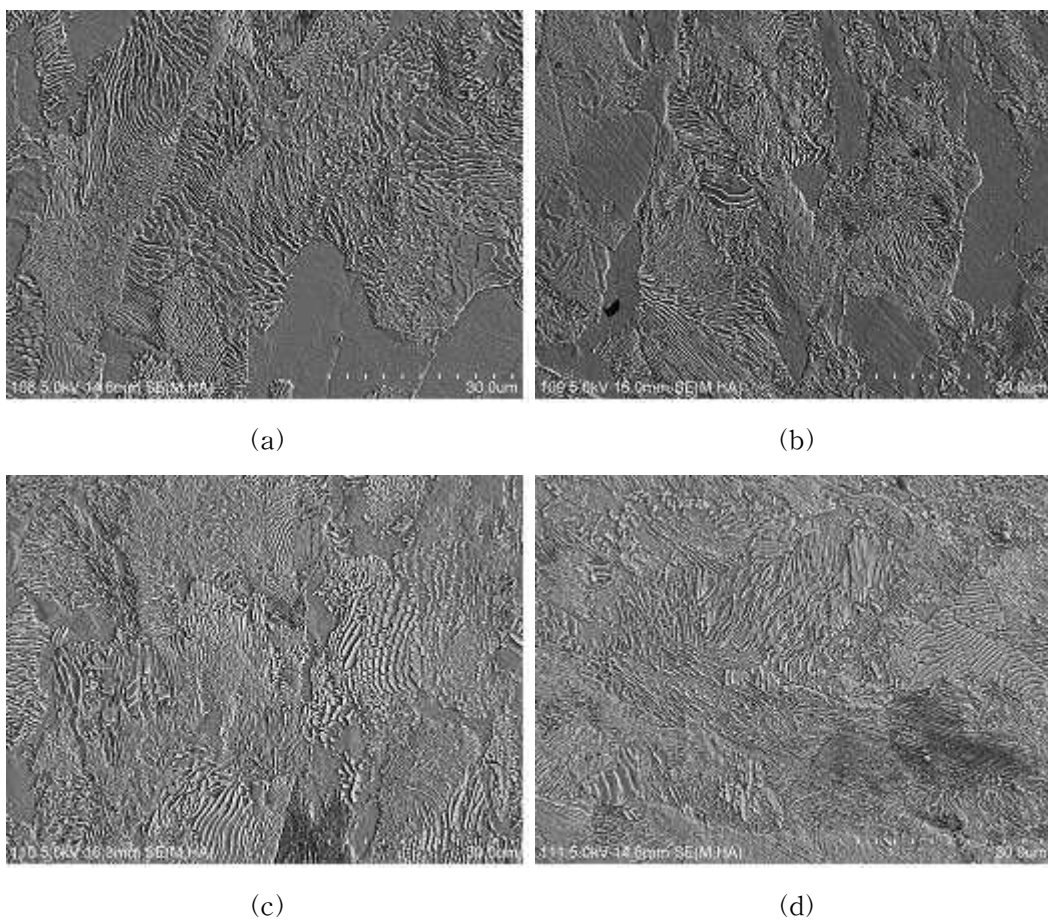
(a)



(b)

**Fig. 4. 5.** Effect of Cr and Mn on the eutectic point and temperature; (a) Cr and (b) Mn additions<sup>15)</sup>.





**Fig. 4. 6.** FESEM image of cold-rolling steels with C contents; (a) 0.38%C, (b) 0.34%C, (c) 0.39%C and (d) 0.43%C.



## 4. 2. 2. 냉연재의 어닐링온도에 따른 구상화

Cr 및 C 함량에 따라 Fig. 4. 4 및 Fig. 4. 6과 같이 다른 미세조직을 갖는 냉연판재의 어닐링에 온도에 따라 미세조직 및 세멘타이트의 구상화 정도를 비교하기 위하여 640℃ 및 720℃에서 각각 10시간 동안 어닐링하여 미세조직을 관찰하였다.

Fig. 4. 7 및 Fig. 4. 8은 Fe-(0~1.95%)Cr-0.38%C강을 640℃ 및 720℃에서 각각 10시간 어닐링하였을 때의 미세조직을 나타낸다. 640℃에서 10시간 어닐링한 Fig. 4. 7을 보면 Cr이 첨가되지 않을 Fe-0.38%C강의 경우 층상의 세멘타이트는 640℃×10시간 어닐링에 의해 거의 구상화가 완료되었다. 그러나 동일한 C함량에서도 Fe-0.94%Cr-C강과 같이 Cr이 첨가 되면 구상화는 지연되며 이러한 경향을 Cr양이 증가함에 따라 더 크게 나타나나 Fe-1.46%Cr-0.38%C강 및 Fe-1.95%Cr-0.38%C강에서는 세멘타이트의 구상화는 거의 진행되지 않았다.

한편 Fig. 4. 8은 Fe-(0~1.95%)Cr-0.8%C강을 720℃에서 10시간 동안 어닐링 처리한 미세조직 사진으로서 Fe-0.38%C강의 경우에는 구상화된 세멘타이트가 더 높은 온도에서의 어닐링에 의해 성장하여 결정입계에 석출하였다. 그러나 Cr의 첨가된 Fe-0.94%Cr-0.38%C강, Fe-1.46%Cr-0.38%C강 및 Fe-1.95%Cr-0.38%C강에서는 거의 구상화가 완료되었음을 알 수 있다.

Fig. 4. 9 및 Fig. 4. 10은 Fe-1.45%Cr-(0.32~0.43%)C강을 각각 640℃ 및 720℃에서 10시간 어닐링하였을 때의 미세조직을 나타낸다. Fig. 4. 9에서 보면 640℃×10시간 어닐링의 경우 세멘타이트의 구상화는 일부만 일어났으며 이러한 구상화의 정도는 C의 함량이 증가함에 따라 약간 감소하는 것으로 나타났다. 한편 어닐링온도가 증가한 720℃×10시간의 경우 640℃×10시간의 경우보다 구상화는 더욱 진행되었으나 전체적으로 구상화는 완료되지 않았다.

어닐링에 의한 세멘타이트의 구상화는 페라이트/세멘타이트의 계면적을 줄여 가는 과정으로서 초기 퍼얼라이트 조직이 미세하거나 또는 구상화 온도가 높으면 구상화 속도는 빨라지게 된다.

또한 구상화 속도는 세멘타이트의 체적분율 및 분배되는 용질원자에 의해 영향을 받게 되며 이들 인자에 의한 구상화 속도식은 식 (4-1)과 같다<sup>39)~40)</sup>. 식 (4-1)에서 구상화 속도( $K_s$ )는 세멘타이트의 체적분율( $f$ )에 반비례하고 구상화 속도정수( $K_0$ )

에는 비례한다. 그리고 구상화 속도정수  $K_0$ 는 용질원자의 확산계수( $D_M$ ) 및 세멘타이트의 분배계수( $K_M^{\theta/\alpha}$ )와 관련 있으며 특히 탄소강에서 치환형 고용체의 확산계수가 거의 비슷하다고 할 때 주로 분배계수에 의존하게 된다. 본 연구의 합금에서 Cr의 분배계수  $K_{Cr}^{\theta/\alpha} = 25$ 로서 다른 용질원자에 비해 대단히 큰 값을 갖기 때문에 구상화속도정수인  $K_0$ 값은 낮아지고 Cr첨가에 의해 구상화 속도는 늦어 지게 된다<sup>39)</sup>.

$$K_s = \frac{K_0}{(3f)^3}$$

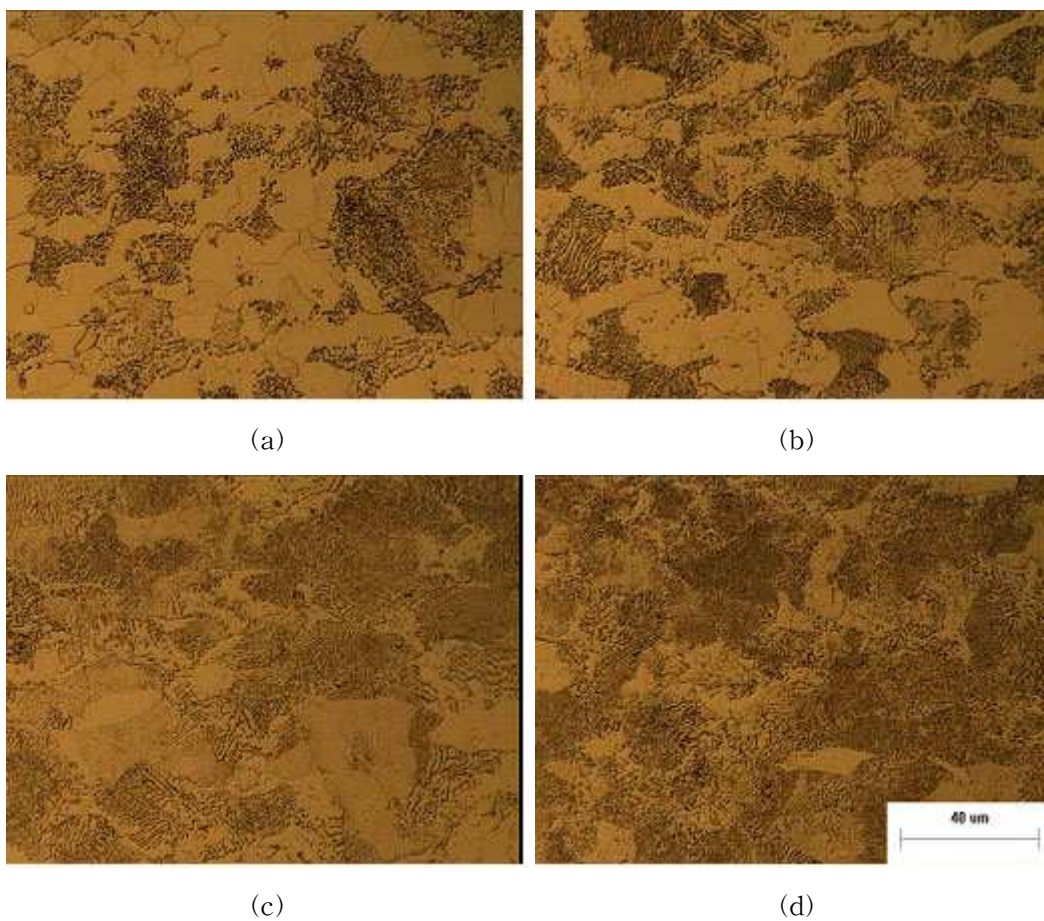
$K_0$  : Spheroidization constant

$f$  : Volume fraction of cementite

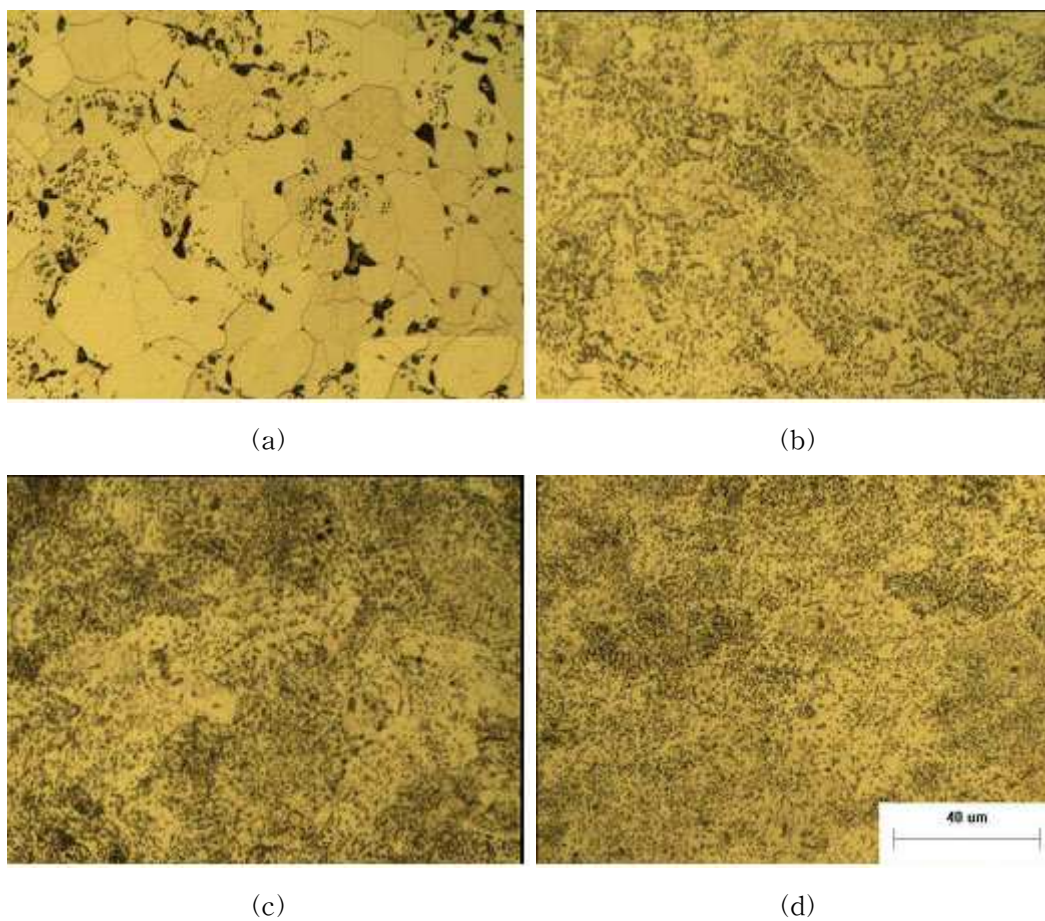
$$\text{cf. } K_0 \cong \frac{D_M}{(K_M^{\theta/\alpha})^2}$$

$$K_{Ni}^{\theta/\alpha} = 0.33, K_{Mn}^{\theta/\alpha} = 11, K_{Cr}^{\theta/\alpha} = 25$$

$$D_{Ni} = 1.26 \times 10^{-17}, D_{Mn} = 3.71 \times 10^{-17}, D_{Cr} = 1.88 \times 10^{-17} (\text{m}^2/\text{s}) \text{-----} (4-1)^{39)}$$

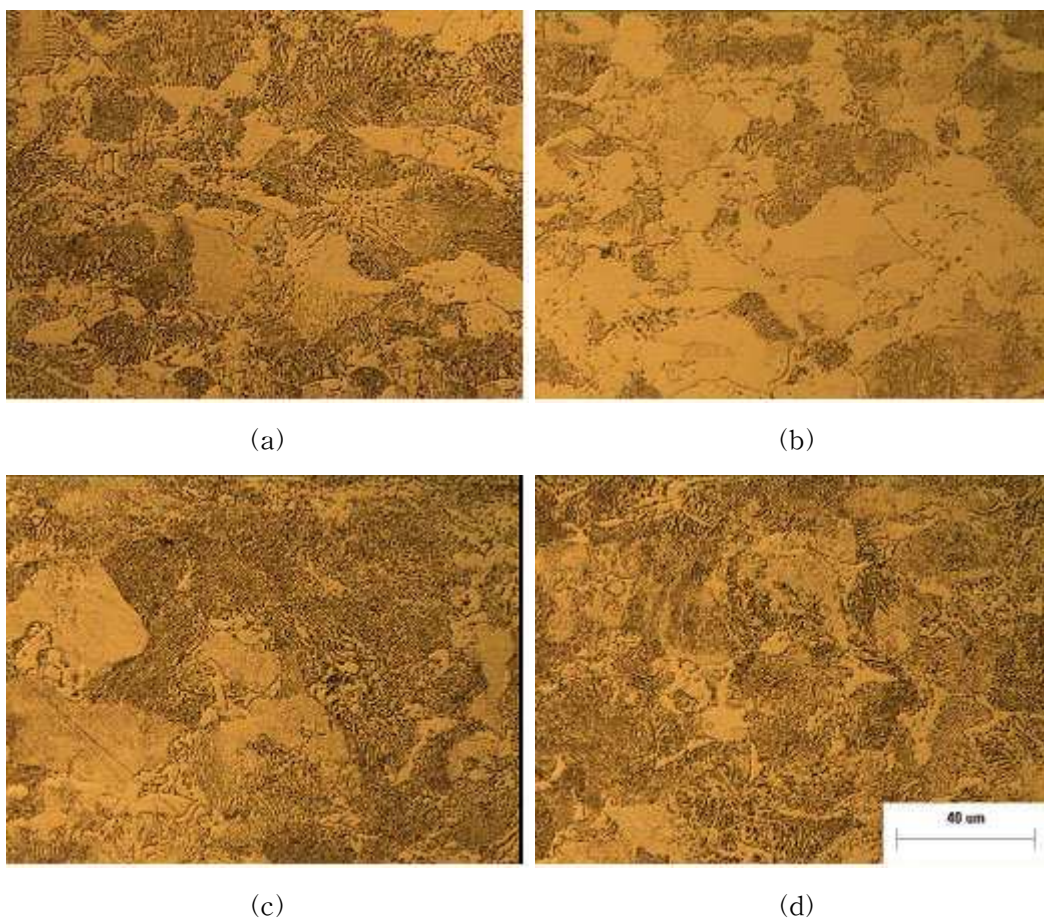


**Fig. 4. 7.** Optical micrographs of Fe-X%Cr-0.38%C steel after annealing at 640°C×10hr; (a) X=0, (b) X=0.94, (c) X=1.46 and (d) X=1.95.

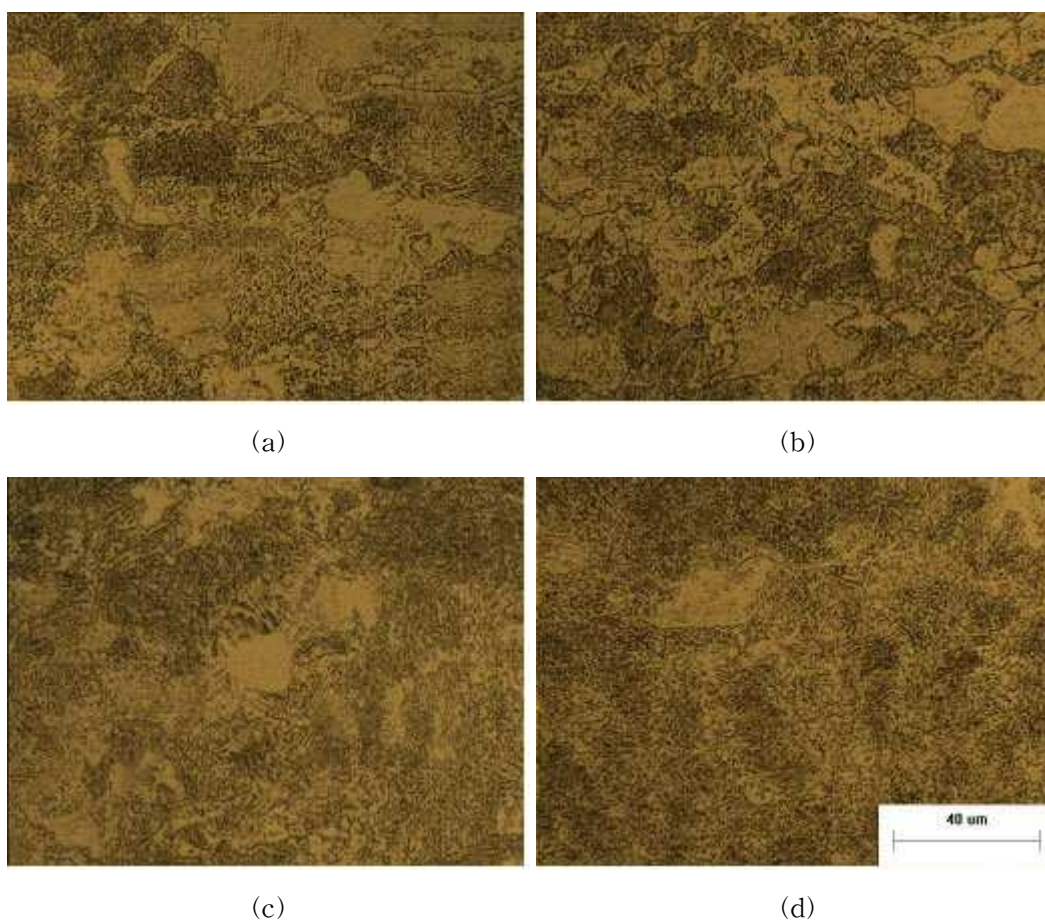


**Fig. 4. 8.** Optical micrographs of Fe-X%Cr-0.38%C steel after annealing at 720°C×10hr; (a) X=0, (b) X=0.94, (c) X=1.46 and (d) X=1.95.





**Fig. 4. 9.** Optical micrographs of Fe-1.45%Cr-X%C steel after annealing at  $640^{\circ}\text{C} \times 10\text{hr}$ ; (a)  $X=0.38$ , (b)  $X=0.34$ , (c)  $X=0.39$  and (d)  $X=0.43$ .



**Fig. 4. 10.** Optical micrographs of Fe-1.45%Cr-X%C steel after annealing at 720°C×10hr; (a) X=0.38, (b) X=0.34, (c) X=0.39 and (d) X=0.43.

Fig. 4. 11은 Fe-0.38%C 및 Fe-1.95%Cr-0.38%C강의 세멘타이트를 EDS로 점분석한 결과를 나타낸다. Fe-0.38%C강의 경우 세멘타이트에서 Mn의 피크가 나타났으며 Cr이 첨가된 Fe-1.95%Cr-0.38%C강에서 Mn 피크뿐만 아니라 Cr의 피크 역시 나타났다. 따라서 Fe-X%Cr-0.38%C강에서의 탄화물은 (Fe, Mn, Cr)<sub>3</sub>C 복합 탄화물로 판단되며 이러한 복합탄화물이 구상화를 지연시키는 것으로 판단된다.

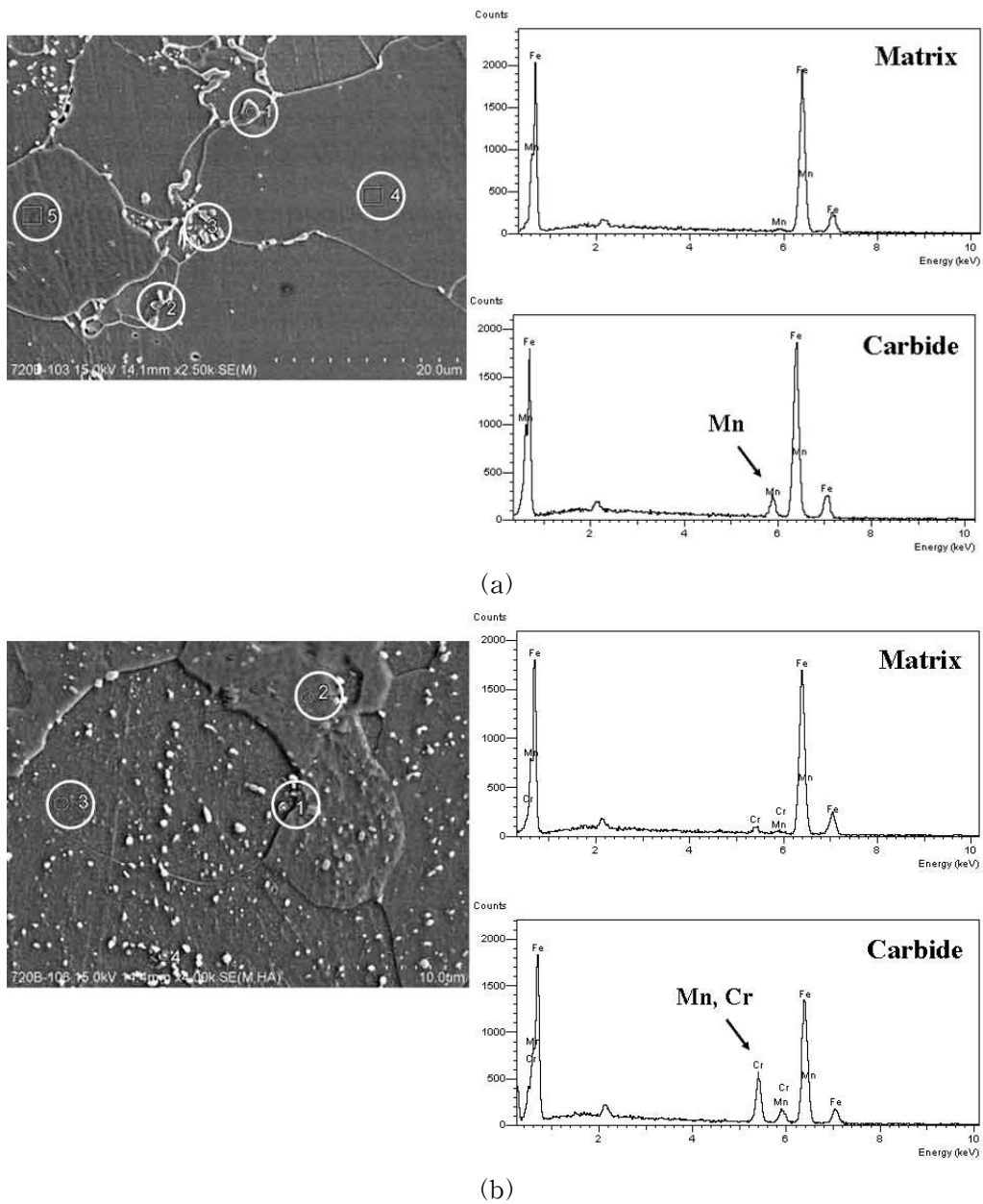
Fig. 4. 12 및 Fig. 4. 13은 Fe-1.45%Cr-X%C강에서 C의 함량이 0.43C 강을 탁상형 전기로를 이용하여 각각 640℃ 및 720℃에서 5시간 및 10시간 어닐링한 냉연판재의 X-선 회절시험결과이다.

As-rolled 상태에서는 탄화물의 피크가 전혀 관찰되지 않았으나 640℃ 및 720℃에서 5시간 10시간 어닐링 한 시편의 기지에서는 탄화물의 피크가 관찰되었으며 그 탄화물은 은 사방정(Orthorhombic) 구조의 Cr 및 Mn을 포함한 세멘타이트임을 확인할 수 있었다.

한편 Fig. 4. 14 및 Fig. 4. 15는 Image-pro 화상분석기를 이용하여 Fe-(0~1.95%)Cr-0.38%C강의 어닐링 온도에 따른 구상화율을 나타낸다. 어닐링을 720℃에서 10시간한 경우의 구상화율을 보면 Cr이 첨가되지 않은 Fe-0.38%C강의 경우 구상화가 완료되어 직경이 큰 구형의 세멘타이트가 형성됨을 알 수가 있고 Cr의 첨가량이 증가한 Fig. 4. 15의 (b), (c) 및 (d)에서는 층상 세멘타이트의 대부분이 구상화가 진행되어 형상비(Aspect ratio)가 Cr이 증가할수록 증가하는 경향을 보여주고 있다.

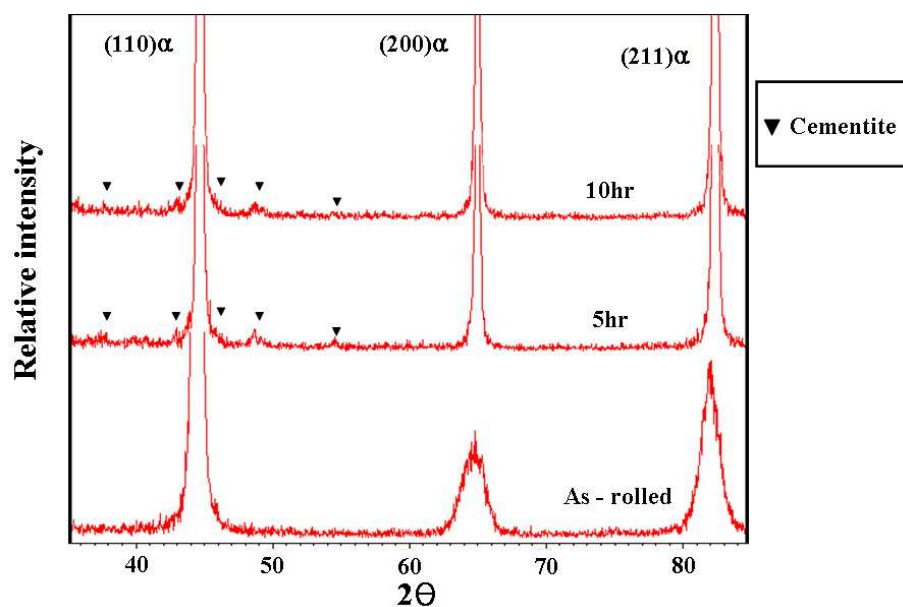
층상 세멘타이트의 구상화 과정은  $\alpha$  페라이트와 세멘타이트의 계면에너지를 감소하여 가는 과정으로서 이러한 구상화 속도는 확산계수, 계면에너지 그리고  $\alpha$  페라이트와 세멘타이트사이의 합금원소의 분배계수에 의존한다<sup>39), 41)~42)</sup>. 이러한 인자들 중에서 구상화에 미치는 영향은 분배계수의 영향이 가장 크며 특히 세멘타이트에 농축되는 Cr은 분배계수가 크며 세멘타이트의 구상화를 지연시키는 것으로 보고되고 있다<sup>39), 41)~42)</sup>.

또한, 세멘타이트의 구상화는 온도가 높으면 세멘타이트의 구상화 속도는 증가하나 Cr의 첨가량이 많아지면 세멘타이트에 존재하게 되는 Cr에 의해 구상화 속도는 지연됨을 알 수 있다.

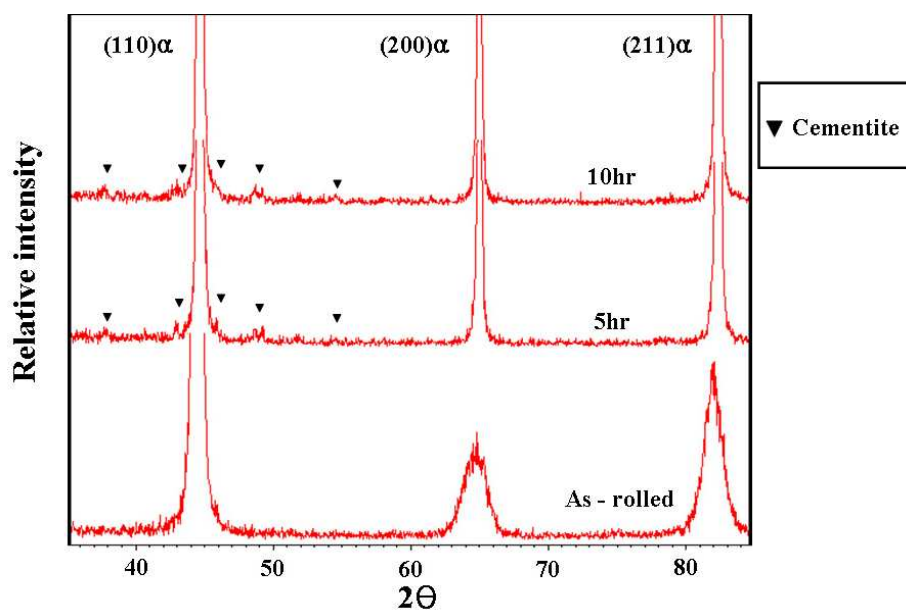


**Fig. 4. 11.** EDS analysis results of matrix and carbide; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-1.95%Cr-0.38%C.

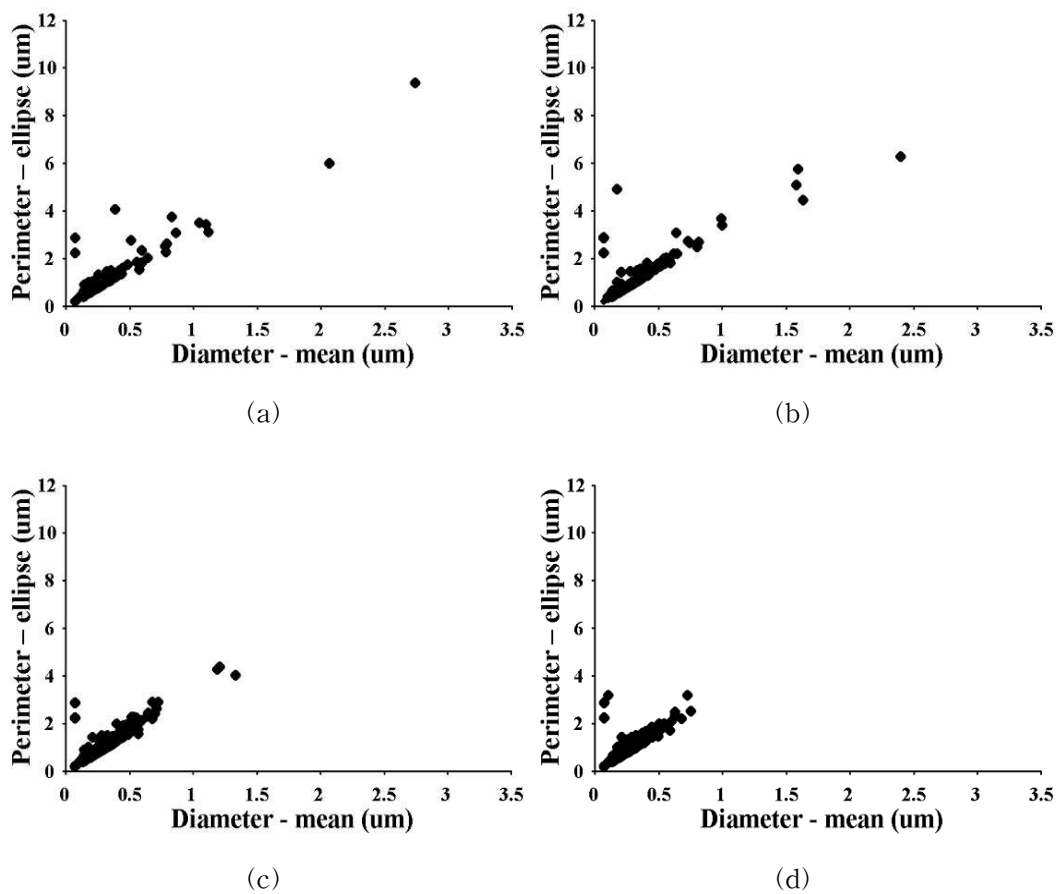




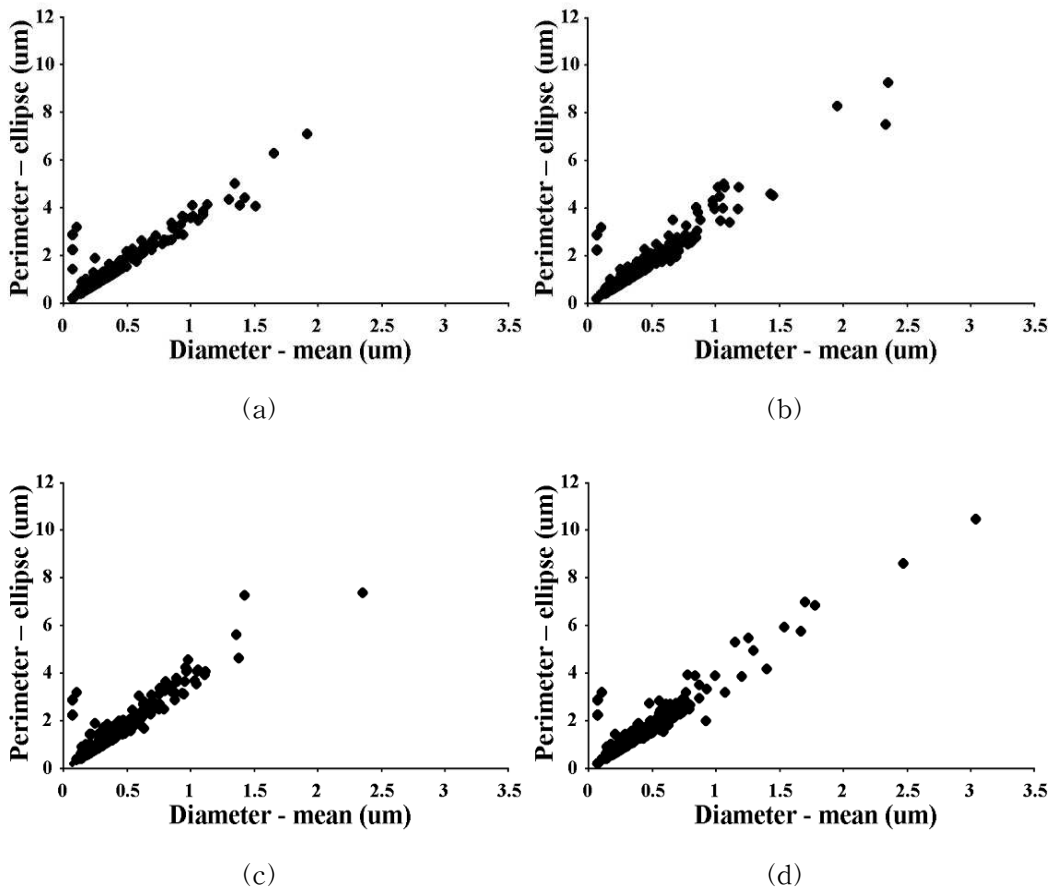
*Fig. 4. 12.* X-ray diffraction patterns of Fe-1.45%Cr-0.43%C steels annealed at 640°C.



*Fig. 4. 13.* X-ray diffraction patterns of Fe-1.45%Cr-0.43%C steels annealed at 720°C.



**Fig. 4. 14.** Size and shape distribution of carbides of the Fe-X%Cr-0.38%C steel with Cr contents after annealing at 640°C×10hr.



*Fig. 4. 15.* Size and shape distribution of carbides of the Fe-X%Cr-0.38%C steel with Cr contents after annealing at 720°C×10hr.

#### 4. 3. $Fe-(0.94 \sim 1.95)Cr-0.38C$ 강 및 $Fe-1.45Cr-(0.38 \sim 0.43)C$ 강의 오스테나이트화 조건에 따른 마르텐사이트 변태 특성

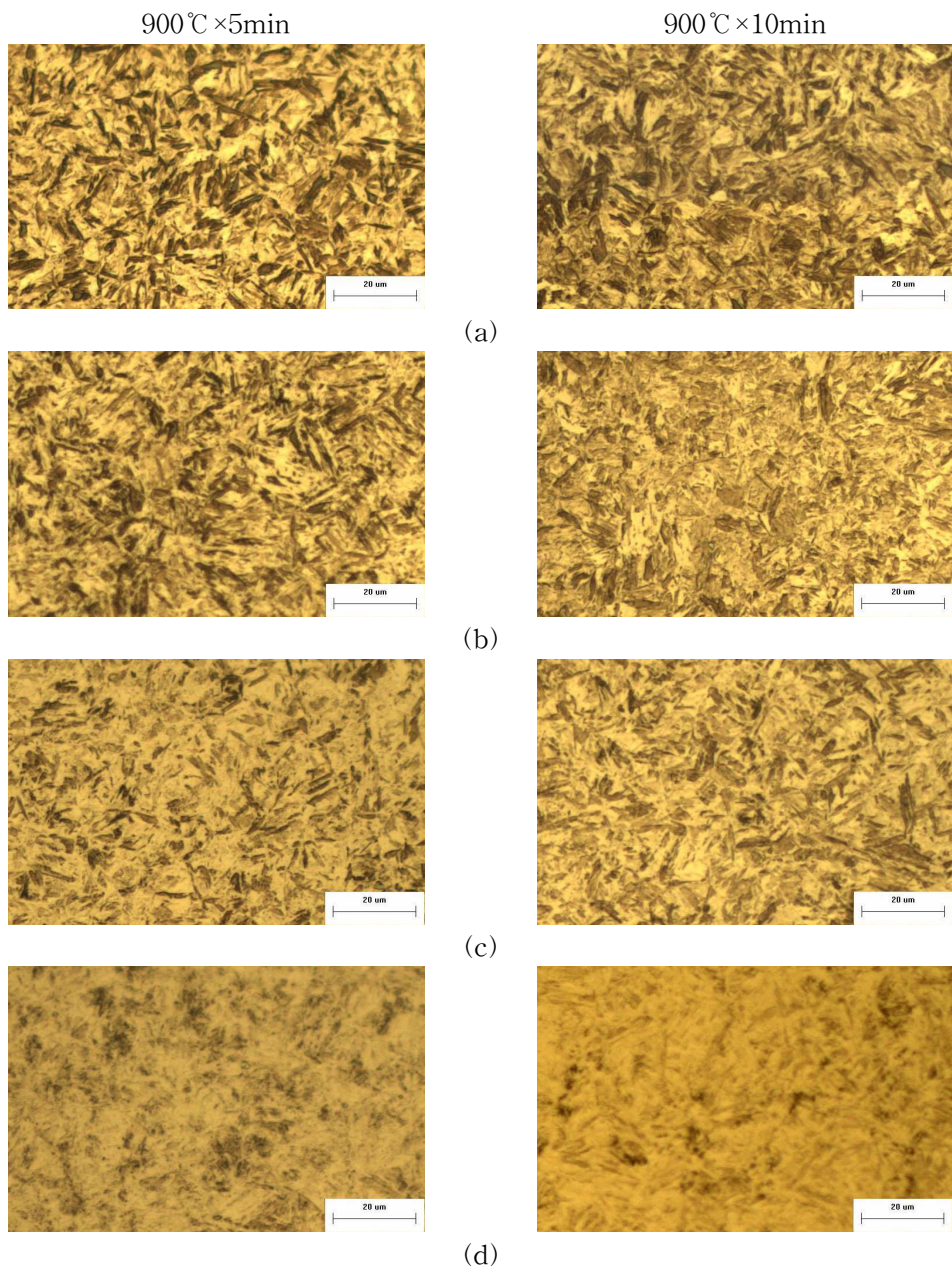
##### 4. 3. 1. 오스테나이트화 조건에 따른 미세조직 변화

Fig. 4. 16 및 Fig. 4. 17은  $Fe-(0 \sim 1.95)Cr-0.38C$ 강의 오스테나이트화 조건 및 어닐링 온도에 따른 미세조직을 나타낸다. 오스테나이트화 조건에 무관하게 Cr의 함량이 낮으면 마르텐사이트 이외에 베이나이트가 생성되어 있음을 알 수 있다. 그러나 이러한 베이나이트의 생성은 Cr 및 C와 같은 합금원소 첨가량이 증가하면 억제되었다.

Fig. 4. 18 및 Fig. 4. 19은  $Fe-1.48Cr-(0.32 \sim 0.43)C$ 강의 어닐링 온도 및 오스테나이트화 조건에 따른 미세조직을 나타낸 것으로서 일부 베이나이트가 관찰되나 C의 함량이 증가함에 따라 베이나이트의 체적 분율은 감소하는 경향을 나타냈다. 그러나 어닐링 및 오스테나이트화 조건에 따라서는 큰 차이를 나타내지는 않았다.

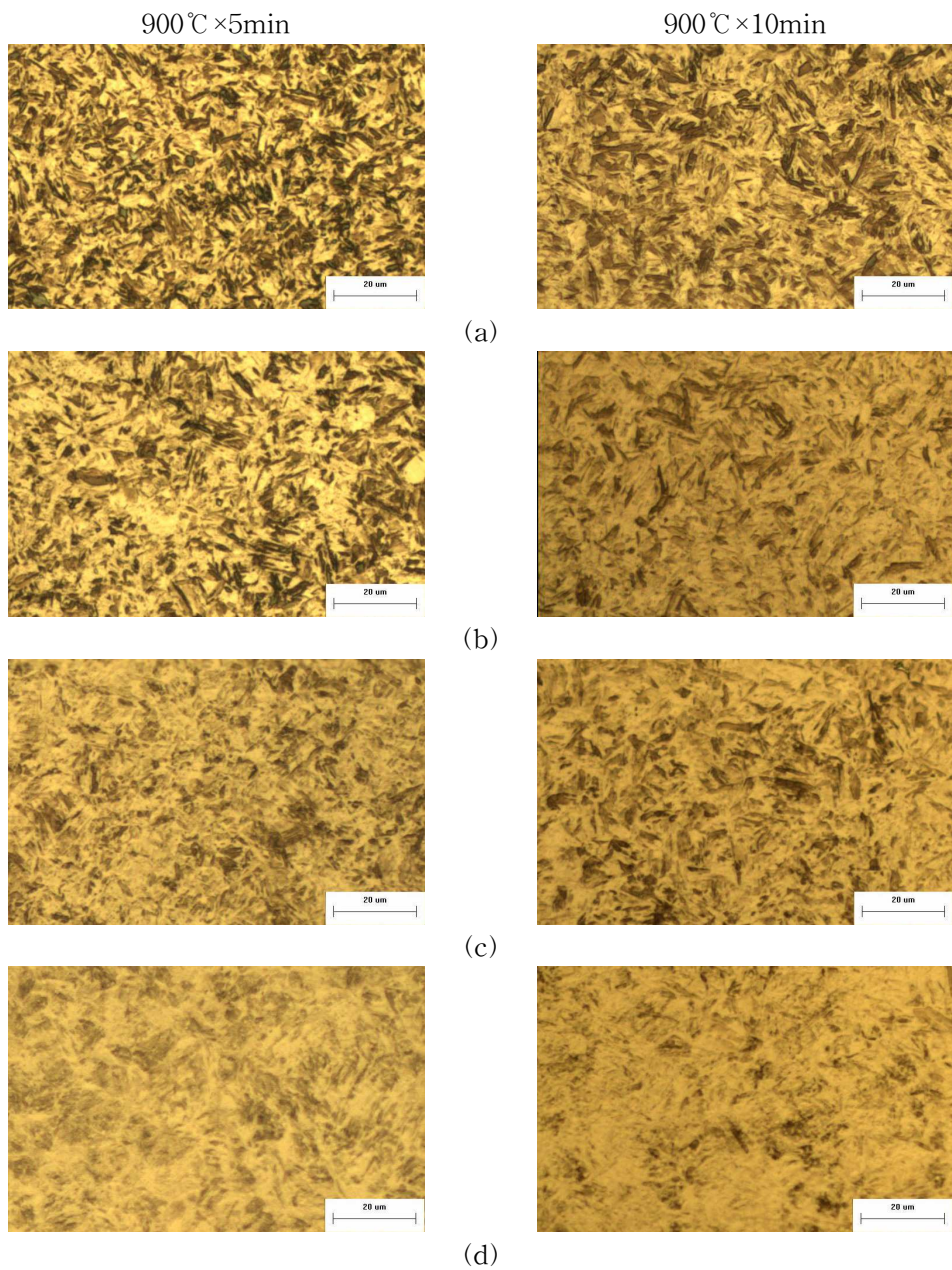
Fig. 4. 20은 베이나이트 sheaf를 AFM으로 확대한 사진으로 sheaf에 구상의 미세한 탄화물들이 관찰할 수 있었다. 이러한 베이나이트의 생성을 Fig. 4. 21과 같은  $Fe-0.4C-X$  합금의 CCT 곡선으로 설명할 수 있는데 탄소강에서 Si, Mn 및 Cr 등과 같은 합금원소가 첨가되면 CCT 곡선을 우측으로 이동하여 비교적 낮은 냉각 속도에서는 마르텐사이트가 생성되나 C의 함량이 낮거나 합금원소의 첨가량이 감소하게 되면 베이나이트가 생성하게 된다<sup>43)~44)</sup>.

또한 Fig. 4. 22와 같이 동일한 시편에서도 어닐링에 의한 탄화물의 구상화 및 오스테나이트에 의한 결정립 내에서 용질원자의 충분한 확산이 이루어 지지 않으면 동일한 열처리 조건에서도 화학 조성적 분균일에 의해 국부적으로 베이나이트가 생성될 수 있으며 합금원소의 용해도에 따라서 밴드 구조의 페라이트 및 퍼얼라이트 조직을 관찰 하였다<sup>43)~45)</sup>.

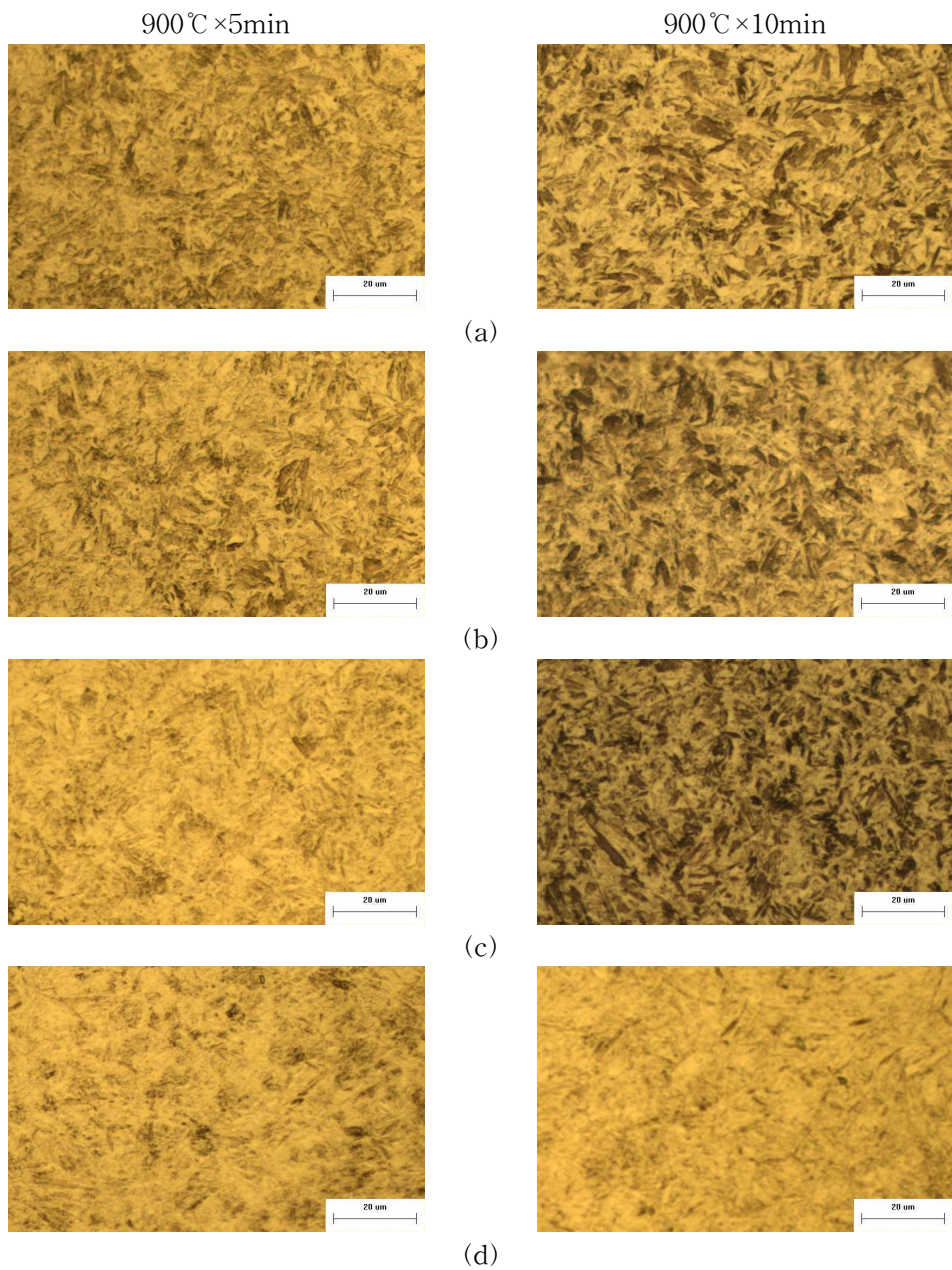


**Fig. 4. 16.** Optical micrographs of Fe-(0~0.95%)Cr-0.38C steels annealed at 640 °C with austenitizing temperature; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-0.94%Cr-0.38%C, (c) Fe-1.46%Cr-0.38%C and (d) Fe-1.95%Cr-0.38%C.



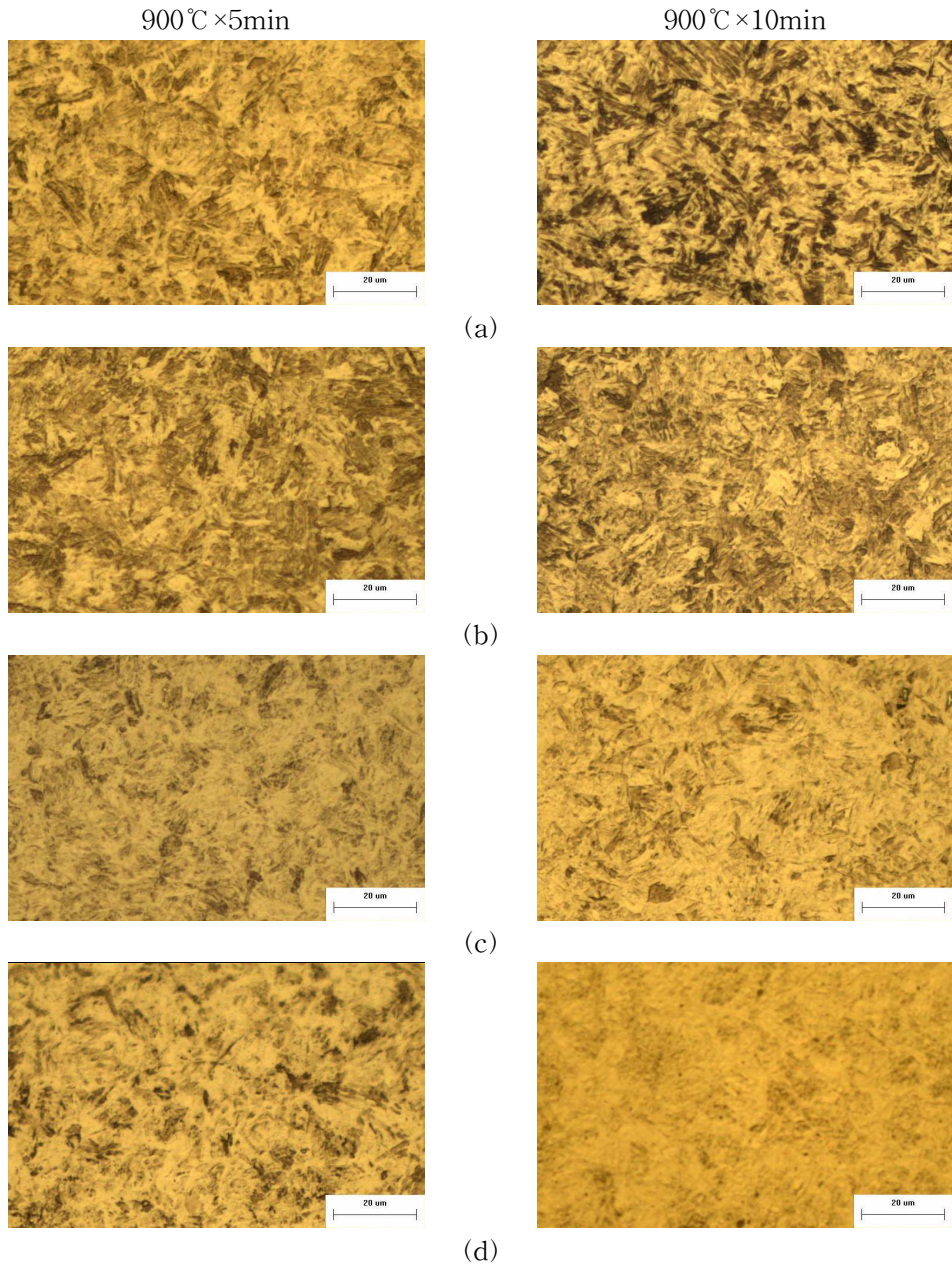


**Fig. 4. 17.** Optical micrographs of Fe-(0~0.95%)Cr-0.38%C steels annealed at 720°C with austenitizing temperature; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-0.94%Cr-0.38%C, (c) Fe-1.46%Cr-0.38%C and (d) Fe-1.95%Cr-0.38%C.

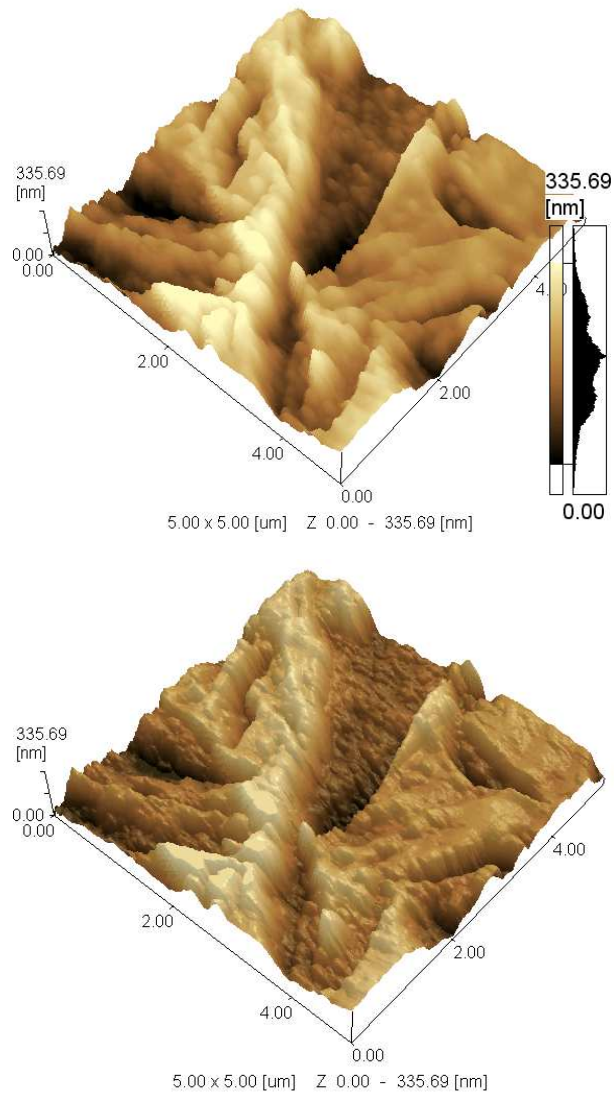


**Fig. 4. 18.** Optical micrographs of Fe-1.45%Cr-X%C steels annealed at 640°C with austenitizing temperature; (a) Fe-1.48%Cr-0.32%C, (b) Fe-1.45%Cr-0.34%C, (c) Fe-1.44%Cr-0.39%C and (d) Fe-1.45%Cr-0.43%C.

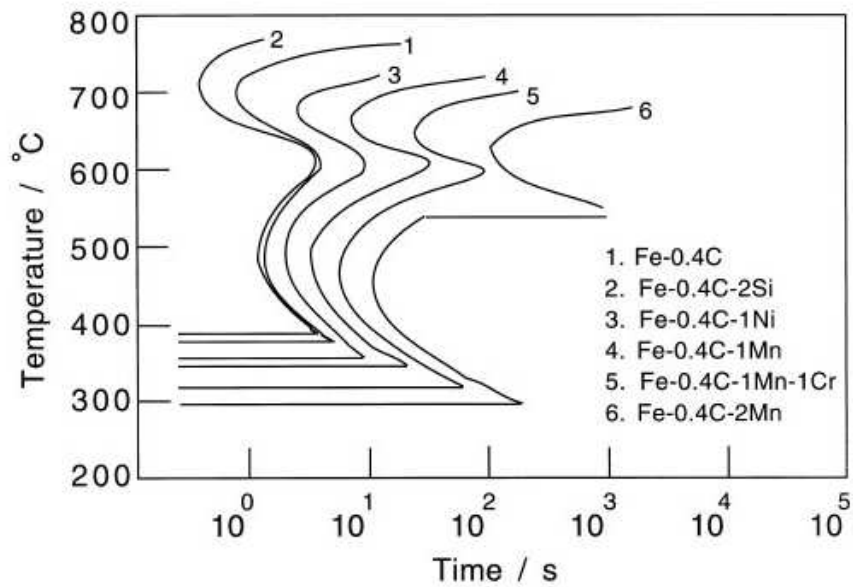




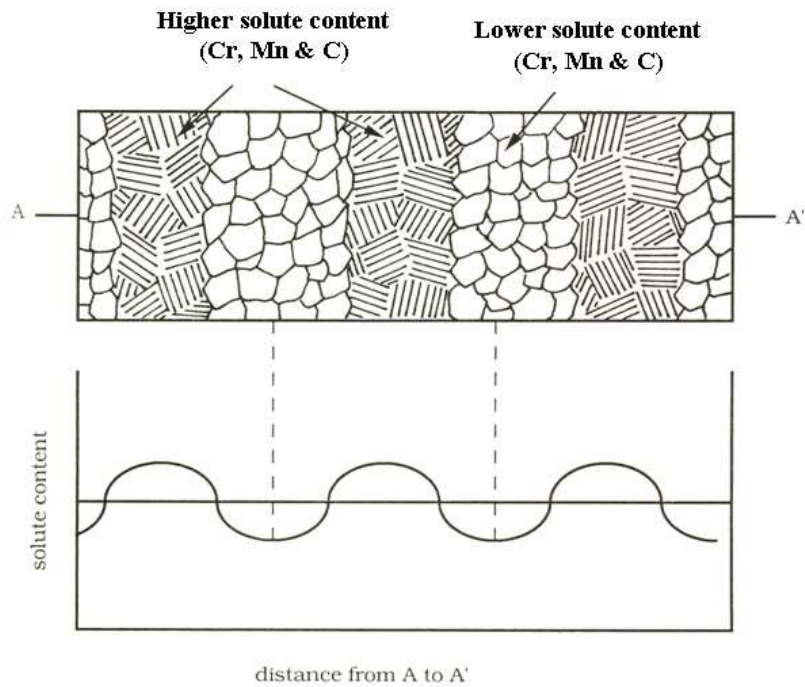
**Fig. 4. 19.** Optical micrographs of Fe-1.45%Cr-X%C steels annealed at 720°C with austenitizing temperature; (a) Fe-1.48%Cr-0.32%C, (b) Fe-1.45%Cr-0.34%C, (c) Fe-1.44%Cr-0.39%C and (d) Fe-1.45%Cr-0.43%C.



*Fig. 4. 20.* AFM images of bainite sheath.



*Fig. 4. 21.* CCT curves of various steels<sup>43)</sup>.



**Fig. 4. 22.** Schematic illustration of the effect of the solute content across a dendrite on the formation of primary ferrite and pearlite<sup>30)</sup>.

Fig. 4. 23. 및 Fig. 4. 24는 Fe-X%Cr-0.38%C강 및 Fe-1.48%Cr-X%C강을 640℃×10시간 어닐링 후 900℃×5분 오스테나이트화한 냉연판재의 시편들을 약 3500배로 확대한 FESEM 사진을 나타낸다. Fig. 4. 23의 (a)에서는 즉, Cr의 함량이 전혀 첨가되지 않은 시편 조직에서는 미용해 탄화물이 관찰되지 않았으며 Cr의 함량이 증가할 수 록 더욱 미세해지면서 기지 내에는 1μm이하의 미용해 탄화물들이 관찰되었다.

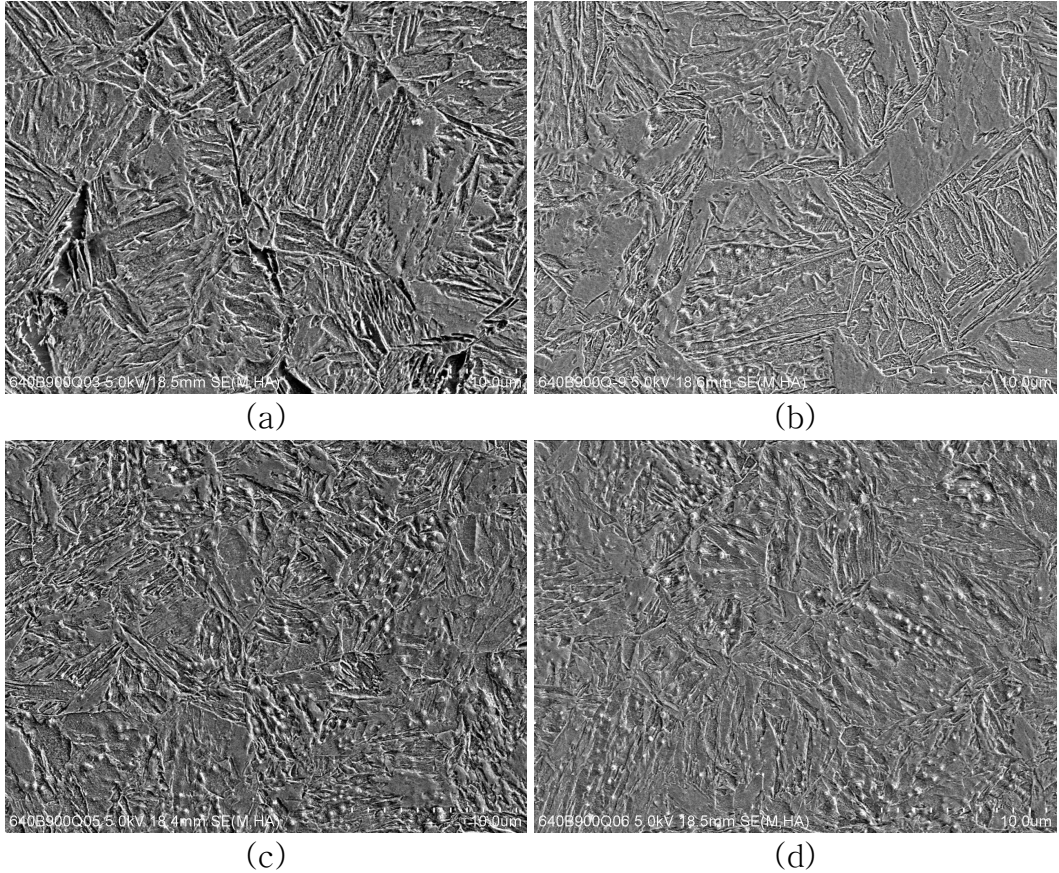
또한 Fig. 4. 24의 Cr의 함량은 1.45%Cr로 고정하고 C의 함량만 증가시켰을 경우 Fig. 4. 23과 마찬가지로 미용해 탄화물들이 관찰되었으며 탄소함량이 증가할수록 미용해 탄화물의 크기가 증가함을 알 수 있었다.

따라서 어닐링 및 오스테나이트화한 냉연판재의 시편은 어닐링시 층상 세멘타이트의 구상화가 진행되어 미세한 구상 탄화물을 갖는 경우에는 오스테나이트화처리시 탄화물의 분해가 쉽고 특히 오스테나이트 결정립 내에서 C의 확산이 용이하기 때문에 C의 농도가 균일한 오스테나이트가 얻어 지고 이후 오스테나이트화정에 의해 완전한 마르텐사이트가 얻어진다. 그러나 예를 들어 어닐링 온도가 700℃ 이상의 높아져서 구상화 탄화물의 조대화가 일어나면 900℃에서 5분 오스테나이트화한 조건에서는 탄화물의 분해가 지연되고 이에 따라 오스테나이트 결정립 내에서 용질원자의 확산이 충분히 일어나지 않기 때문에 마르텐사이트 변태가 충분히 일어나기 어려워진다.

조대한 구상 세멘타이트에 의해 오스테나이트화정에 의한 탄화물의 분해 및 확산이 충분히 일어나지 않은 시편들의 미세조직에는 용질원자의 미고용 및 편석에 의해 마르텐사이트로 미쳐 변태하지 않은 영역이 관찰되는데 이러한 미변태 영역의 체적분율은 어닐링 온도가 높거나 Cr의 첨가량이 작을수록 증가하는 경향을 나타내고 있는데 이러한 이유는 조대한 구상 탄화물의 존재하거나 Cr의 첨가량이 작으면 기지의 임계냉각속도가 증가하여 마르텐사이트변태가 일어나지 못하기 때문이다.

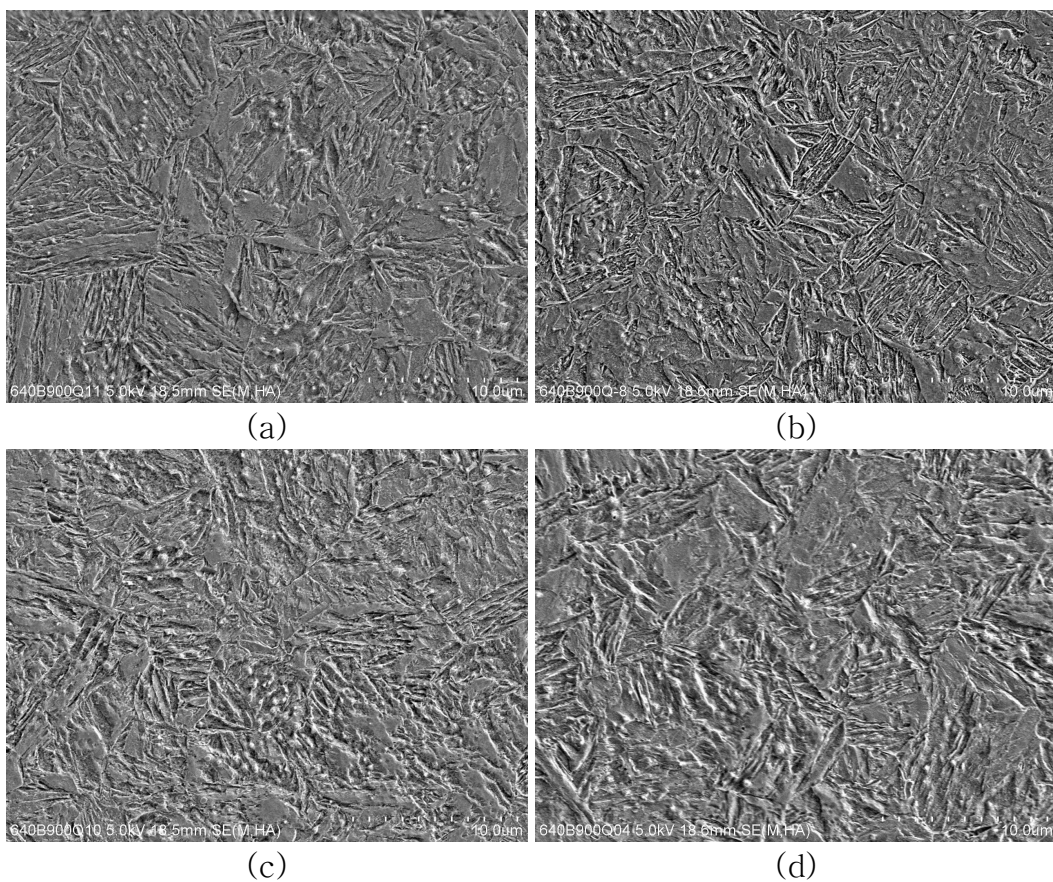
한편 마르텐사이트의 미세구조 및 급냉후 기지에 나타나는 미용해 탄화물을 조사하기 위하여 급냉한 Fe-1.45%Cr-0.34%C강 및 Fe-1.45%Cr-0.43%C강을 투과전자현미경을 이용하여 미세조직 관찰을 하였으며 그 결과는 Fig. 4. 25 및 Fig. 4. 26과 같다. Fig. 4. 25 및 C함량이 0.43%로 많은 Fig. 4. 26에서는 내부구조가 전위

인 래쓰(Lath)상의 마르텐사이트를 관찰할 수 있었다. 또한 EDS 분석을 통하여 탄화물의 형태를 관찰하였으며 탄화물은 사방정 구조의  $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$  세멘타이트 임을 확인할 수 있었다.

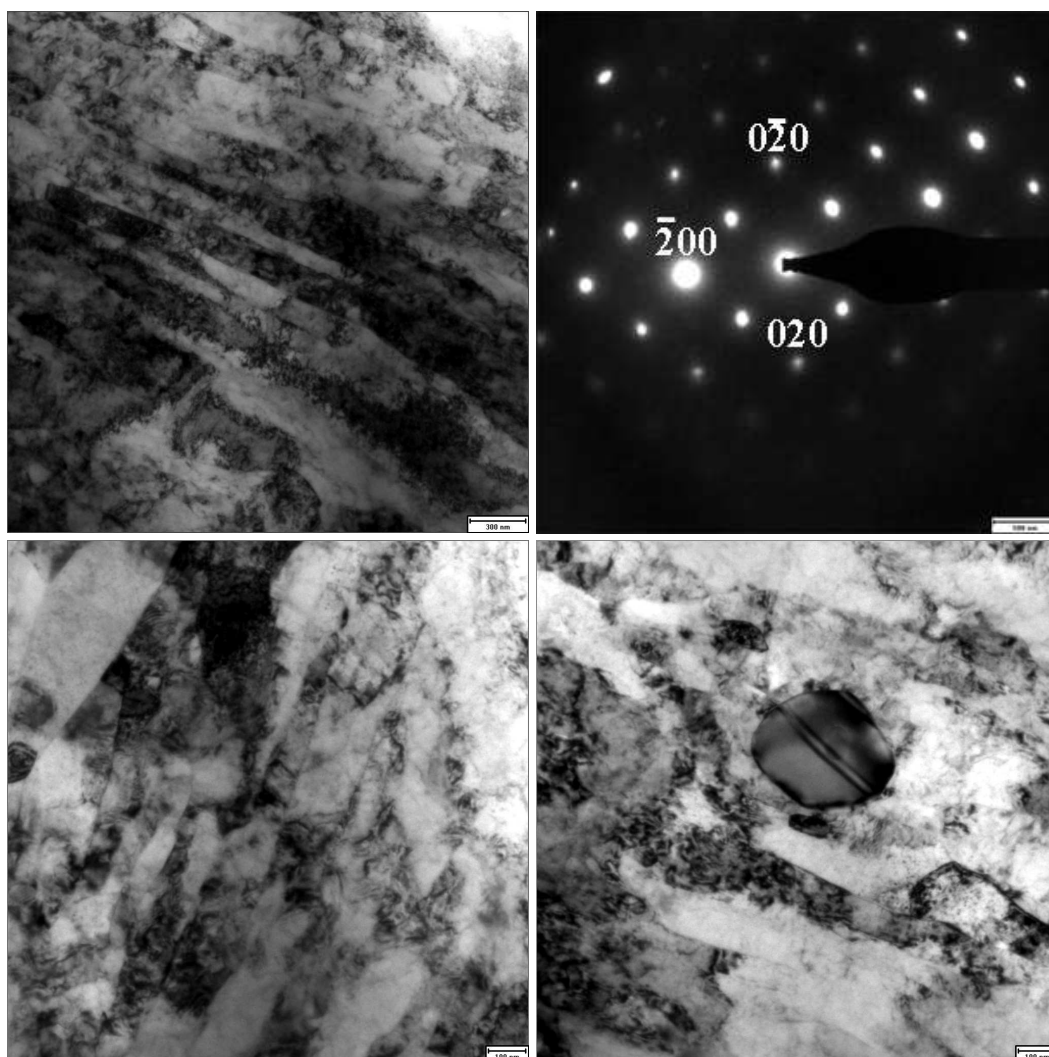


**Fig. 4. 23.** FESEM micrographs of Fe-X%Cr-0.38%C steels annealed at 640°C ×10hr and then austenitized at 900°C×5min; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-0.94%Cr-0.38%C, (c) Fe-1.46%Cr-0.38%C and (d) Fe-1.95%Cr-0.38%C.



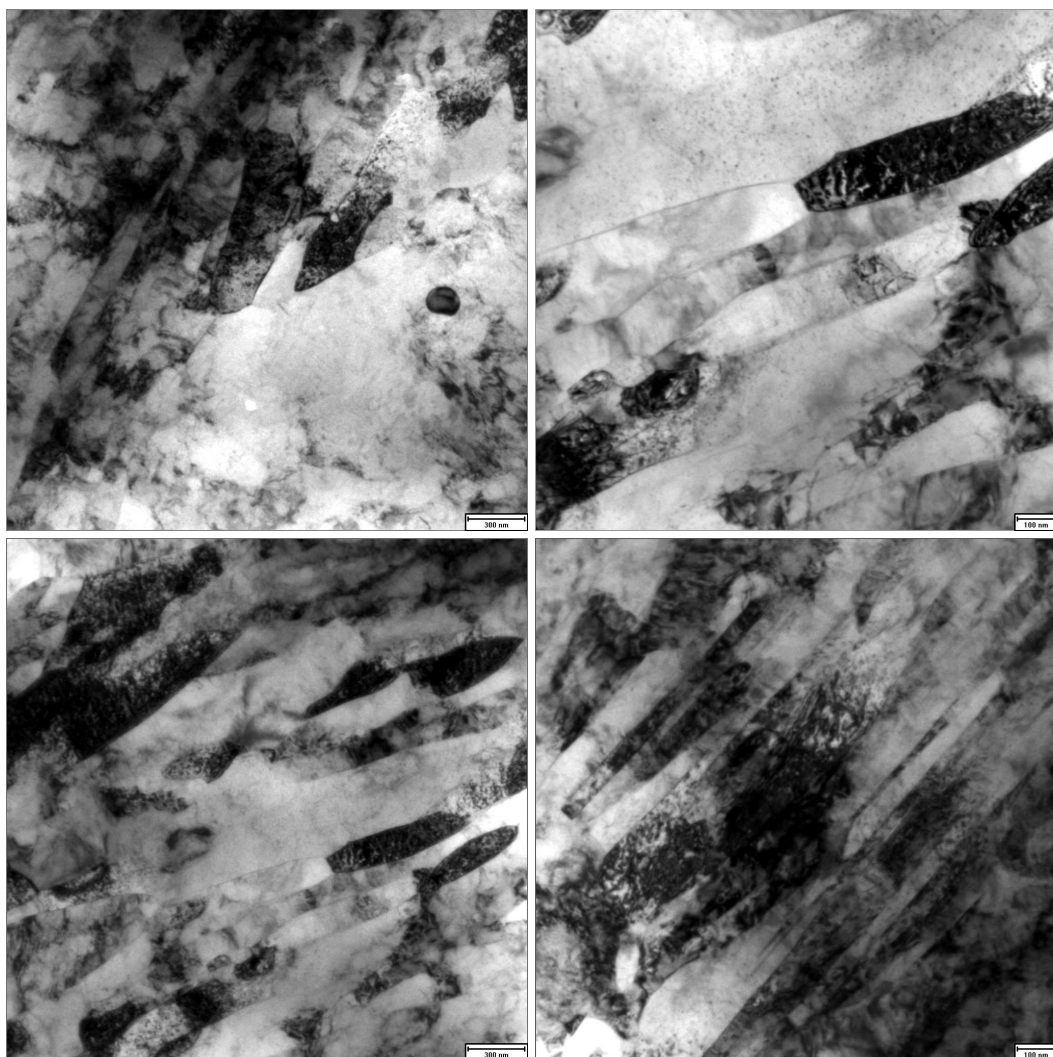


**Fig. 4. 24.** FESEM micrographs of Fe-1.48%Cr-(0.32~0.43%)C steels annealed at 720°C×10hr and then austenitized at 900°C×5min; (a) Fe-0.38%C, (b) Fe-0.94%Cr-0.38%C, (c) Fe-1.46%Cr-0.38%C and (d) Fe-1.95%Cr-0.38%C.

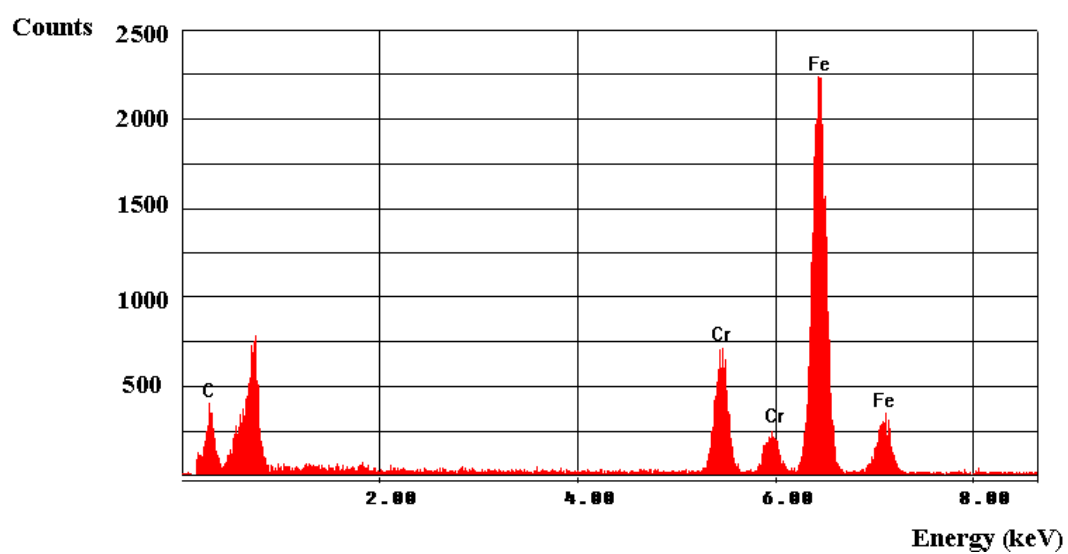


**Fig. 4. 25.** TEM micrographs of Fe-1.45%Cr-0.34%C steels annealed at  $640^{\circ}\text{C} \times 10\text{hr}$  and then austenitized at  $900^{\circ}\text{C} \times 5\text{min}$ .





**Fig. 4. 26.** TEM micrographs of Fe-1.45%Cr-0.43%C steels annealed at  $640^{\circ}\text{C} \times 10\text{hr}$  and then austenitized at  $900^{\circ}\text{C} \times 5\text{min}$ .



*Fig. 4. 27.* TEM micrographs and EDS analysis result of martensite and carbide.

### 4. 3. 2. 오스테나이타이징 조건에 따른 경도변화

Cr 첨가량이 다른 Fe-(0~1.95%)Cr-0.38%C강의 어닐링 및 오스테나이타이징 조건에 따른 경도변화를 조사하기 위하여 640℃ 및 720℃에서 각각 5시간 및 10시간 어닐링한 냉연판재를 900℃에서 오스테나이타이징 시간을 달리하여 5분 및 10분 동안 유지하여 급냉한 시편들의 경도변화를 Fig. 4. 28 ~ Fig. 4. 31에 각각 나타낸다.

Fig. 4. 28 및 Fig. 4. 30은 640℃에서 5시간 및 10시간 동안 어닐링한 후 900℃에서 5분 및 10분 오스테나이타이징한 시편들의 경도변화를 나타낸다.

전체적으로 640℃에서 어닐링 시간이 긴 경우가 어닐링 시간이 짧은 경우보다 경도값은 높게 나타났으며 Cr 첨가량의 변화에는 크게 변하지 않았다. 또한 어닐링 시간이 짧은 경우에는 오스테나이타이징 시간의 영향을 받는 것으로 나타났으나 어닐링 시간이 상대적으로 긴 640℃에서 10시간동안 어닐링한 경우에는 오스테나이타이징 시간이 다르더라도 동일한 조성에서 경도값은 비슷한 값을 나타냈다.

한편 Cr이 첨가되지 않는 Fe-0.38%C 강인 경우 어닐링 및 퀴칭 조건에 따라 큰 경도 변화를 나타내고 있다. 즉 640×5시간 어닐링 후 900℃에서 10분 동안 오스테나이타이징한 시편의 경우 HV=320내외로 매우 낮은 경도값을 나타내고 있으며 이는 오스테나이트화 도중에 일어나는 결정립 성장에 기인하는 것으로 판단된다. 그러나 오스테나이트화 시간이 상대적으로 작은 900℃에서 5분 동안 오스테나이타이징한 시편의 경우 경도값은 HV=480 정도를 나타냈다.

Fig. 4. 29 및 Fig. 4. 31은 Fe-(0~1.95%)Cr-0.38%C 강을 720℃에서 각각 5분 및 10분 어닐링 하여 900℃에서 5분 및 900℃에서 10분 동안 오스테나이타이징한 시편들의 경도값의 변화를 나타낸다. Fig. 4. 28 및 Fig. 4. 30에 비해 어닐링 온도가 높은 Fig. 4. 29 및 Fig. 4. 31에서는 오스테나이타이징 시간에 무관하게 720℃에서 5시간 어닐링한 시편이 720℃에서 10시간 어닐링한 시편에 비해 경도값이 크게 나타났다. 한편 동일한 어닐링 조건에서 오스테나이타이징 시간에 따라 경도값을 비교하면 Cr 첨가하지 않은 시편을 제외하고는 나머지 시편에서는 경도값의 큰 차이를 나타내지 않았다.

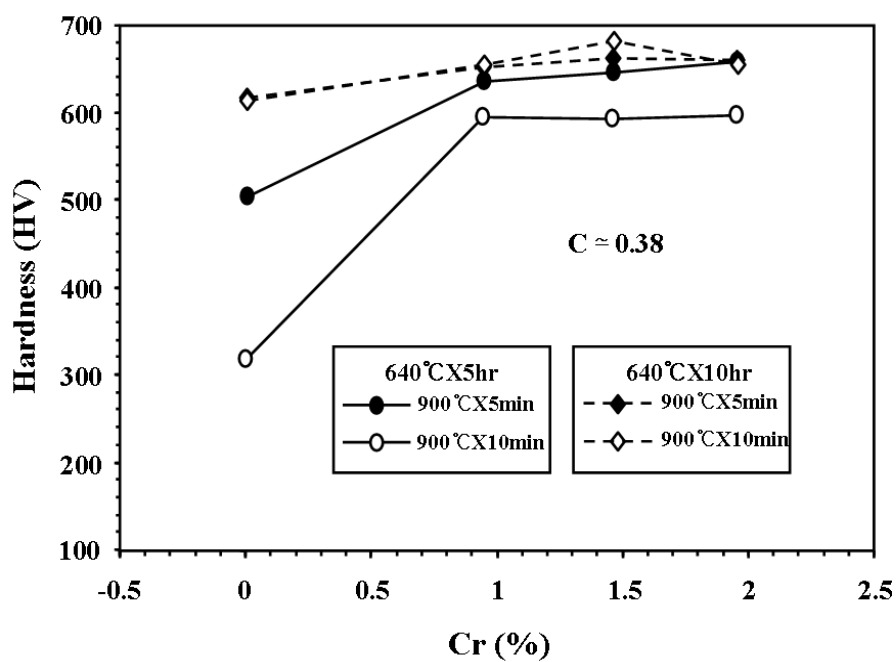
Fig. 4. 28 ~ Fig. 4. 31을 종합해보면 Fe-(0~1.95%)Cr-0.38%C강의 경우 경도

값은 오스테나이트화 시간 보다는 어닐링 시간에 더 큰 영향을 받으며 이러한 어닐링 조건은  $640^{\circ}\text{C} \times 10\text{시간}$  또는  $720^{\circ}\text{C} \times 5\text{시간}$ 의 어닐링으로서 최대경도값을 얻기 위해서는 세멘타이트의 구상화가 충분히 일어나 오스테나이트화에 의해 짧은 시간 내에 용질원자가 오스테나이트 결정립에 균일하게 확산되어 급냉에 의해 미세한 마르텐사이트를 얻을 수 있어야만 한다.

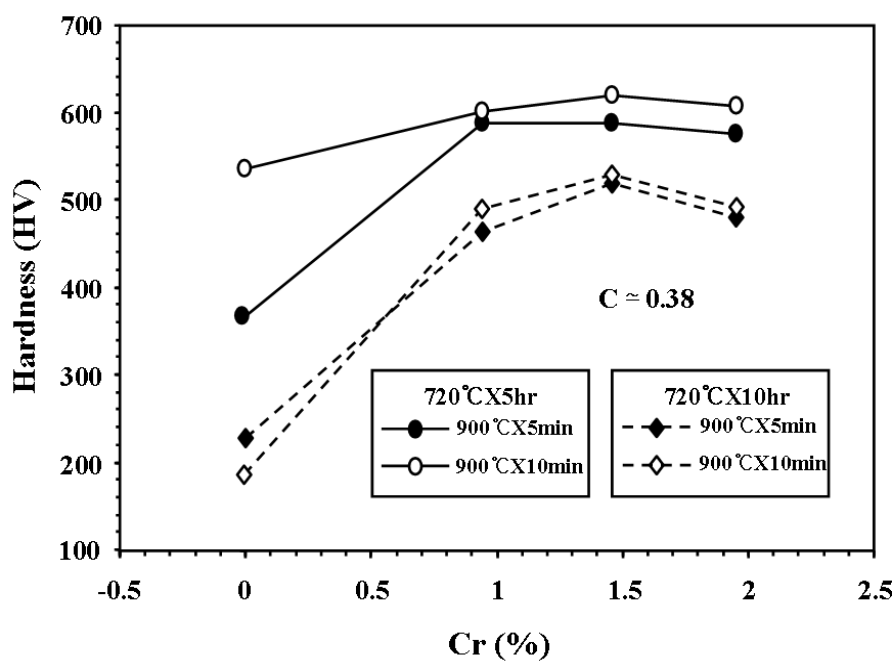
Fig. 4. 30 및 Fig. 4. 31은 Fe-1.48%Cr-(0.32~0.43%)C강의 어닐링 및 오스테나이트화 조건에 따른 경도변화를 나타낸다. Fe-1.48%Cr-(0.32~0.43%)C강의 경우에는 Fig. 4. 28 및 Fig. 4. 29의 Fe-(0~1.95%)Cr-0.38%C강의 경우와는 다르게 동일한 어닐링온도에서는 어닐링 시간에 따른 경도값의 큰 차이를 나타내지는 않았다.

C의 함량이 증가하면 경도값은 증가하였으며 C함량이 0.43%C에서는 다시 감소하는 경향을 나타냈다. 또한 전체적으로  $640^{\circ}\text{C} \times 10\text{시간}$  어닐링의 경우 경도값은  $640^{\circ}\text{C}$ 에서 5시간 어닐링한 경우의 경도값보다 높게 나타났다.

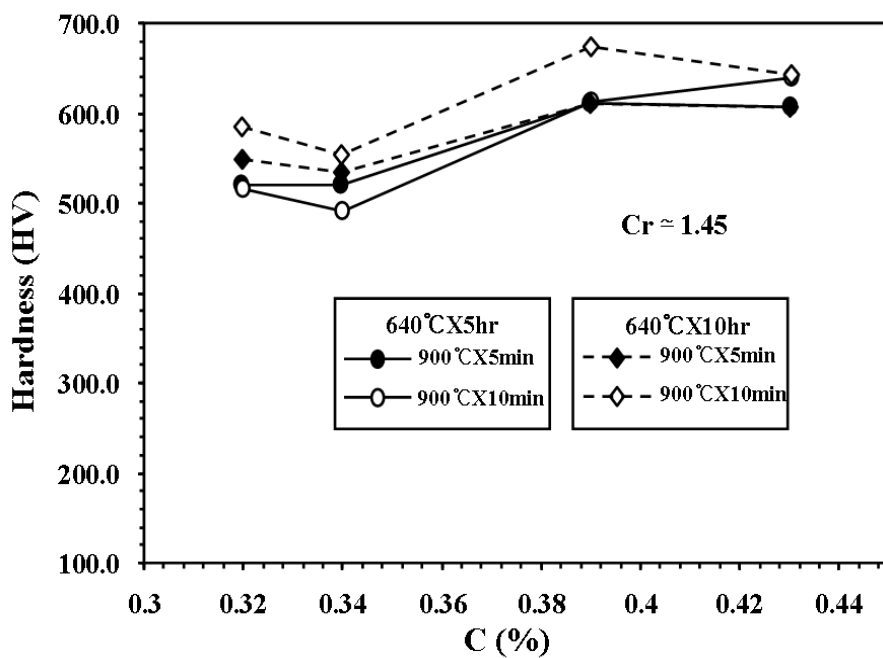
Fig. 4. 31은  $720^{\circ}\text{C}$ 에서 5시간 및 10시간 어닐링한 후  $900^{\circ}\text{C}$ 에서 오스테나이트화한 시편들의 경도 변화를 나타낸다. Fig. 4. 30의 경우와 마찬가지로 C의 함량에 따른 경도값의 변화는 유사한 경향을 나타내고 있으나 전반적으로  $720^{\circ}\text{C}$ 에서 5시간 어닐링한 경우가  $720^{\circ}\text{C}$ 에서 10시간 어닐링한 경우보다 경도값은 높게 나타났다.



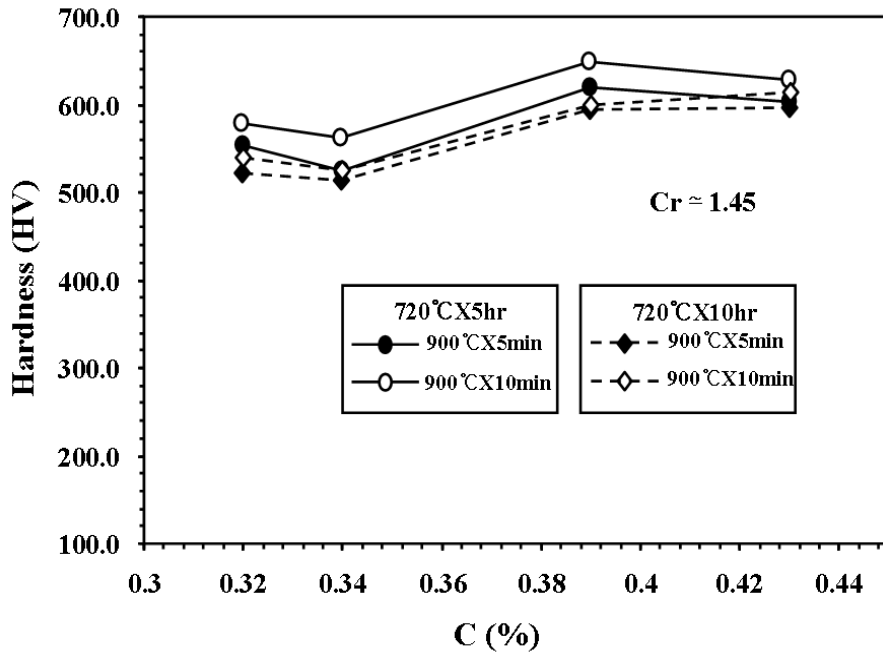
*Fig. 4. 28.* Change in Vickers hardness value of Fe-(0~0.95%)Cr-0.38%C steels annealed at 640°C and quenched at 900°C with Cr contents.



*Fig. 4. 29.* Change in Vickers hardness value of Fe-(0~0.95%)Cr-0.38%C steels annealed at 720°C and quenched at 900°C with Cr contents.



*Fig. 4. 30.* Change in vickers hardness value of Fe-1.45%Cr-(0.38~0.43%)C steels annealed at 640°C and quenched at 900°C with Cr contents.



*Fig. 4. 31.* Change in vickers hardness value of Fe-1.45%Cr-(0.38~0.43%)C steels annealed at 720°C and quenched at 900°C with Cr contents.



## 제 5 장 결 론

본 연구에서는 Fe-(0.38~0.43%)C-(0~1.45%)Cr강의 코일링 온도 및 어닐링 조건(온도 및 시간)에 따른 퍼얼라이트의 구상화율 및 미세조직의 변화를 비교하고 이들 합금계에서 합금성분 및 오스테나이트화 조건(온도 및 시간)이 급냉조직 및 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 코일링 온도에 따른 열연판재의 미세조직은 다르게 나타났다. 즉 코일링 온도가 높으면 조대한 퍼얼라이트의 콜로니 내에 층상의 세멘타이트가 관찰되나 코일링 온도가 낮으면 페라이트 기지 내에 입상 또는 구상의 세멘타이트가 관찰되었다.

(2) 어닐링(BAF) 처리에 의해 세멘타이트는 구상화되었으며 이러한 구상화 세멘타이트는 페라이트 내에 균일하게 분포하였다. 그러나 동일한 어닐링 조건에서 세멘타이트의 구상화 정도는 Cr의 첨가량이 많을수록 낮게 나타났다.

(3) 수지상정 편석에 의해 냉연판재를 640℃ 및 720℃에서 5시간 어닐링 처리한 후 900℃에서 5분 오스테나이트화하여 수냉한 조직에서 밴드구조의 미세조직이 나타났으며 이는 동일한 냉각속도를 갖는 시편에서도 마르텐사이트(주로 래쓰형)와 베이나이트(주로 하부)의 혼합조직을 나타낼 수 있음을 의미한다.

(4) 냉연판재를 어닐링 처리하여 오스테나이트화한 후 수냉하여 첨가원소(C 및 Cr)의 첨가량에 따른 경도변화를 비교한 결과 C의 첨가량이 증가하면 경도값은 크게 상승하였으나 Cr의 첨가량이 증가하여도 경도값은 크게 상승하지 않았다.

(5) 냉연판재를 640℃에서 5시간 어닐링 처리한 후 900℃에서 5분 오스테나이트화하여 수냉한 Fe-0.43%-1.45%Cr합금에서 최대경도 HV=740가 얻어졌으며 이때 미세조직은 래쓰 마르텐사이트+미용해탄화물조직을 나타냈다.

## 참 고 문 헌

1. 진영술, "고강도 자동차용 철강소재 개발", POSCO 기술연구소, (2003) 16.
2. K. Takishima, A. Sato, J. JSPT, 46 (534) (2005).
3. H. Hayashi, *ibid.* 2 (546) (2005).
4. 차종희, "자동차 경량화의 중요기술인 고강도강, 알루미늄 합금의 성형기술", Reseat, (2007) 1~7.
5. 손현성, POSCO 연구논문, 12(2) (2007) 80~85.
6. M. Jitsukawa, Y. Hosoya, "NKK's state-of-the-arts flat-rolled products borne in a last decade", NKK Technical Report, (179) (2002) 36~44.
7. 김흥기, 박성호, "제34회 철강기술 심포지엄", POSCO 기술연구소 집합연구그룹, (1996).
8. M. Tetsuya, H. Kohei and K. Hidetaka, JFE Technical Report, (4) (2004) 38~43.
9. Y. Mukai, Kobelco Technology Review, (26) (2005) 26~31.
10. 이명규, 김성준, "초고강도 자동차 부품 제조를 위한 프레스 하드닝 기술 현황", 대구가톨릭대학교, (2008) 82~93.
11. V. F. Zackay, E. R. Parker, K. Fahr and R. Busch, Tran. ASM, 60 (1967) 252.
12. Y. G. Kim, J. K. Han and J. S. Lee, Mater. Sci. Eng., 114 (1989) 51.
13. Y. G. Kim, J. K. Han and E. W. Lee, Met. Trans., 17 (1986) 2097.
14. Wilson, Robert, "Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels", McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, England, (1988).
15. E. C. Bain, H. W. Panton, "Alloying Elements in Steel", Amer. Soc. Met., Materials Park Ohio, (1961).
16. E. S. Davenport and E. C. Bain, Trans. AIME., 90 (1930) 117.
17. 김학신, "금속열처리", 피어슨 에듀케이션 코리아, (2001) 59~67.
18. E. C. Bain, Trans. Amer. Soc. Steel Treating., 20 (1932) 385.
19. R. A. Grange and J. M. Kiefer., Trans. Amer. Soc. Met., 29 (1941) 85.
20. E. C. Bain, H. W. Panton, Amer. Soc. for Met., (1962) 112.

21. K. H. Prabhudev, "Handbook of Heat Treatment of steels", Tata McGraw-Hill Publishing Company Limited, New Delhi, (1988) 15.
22. C. Robert, Metal Handbook, ASM., 9 (2004) 165.
23. R. M. Deacon, *ibid.*, 166.
24. D. A. Porter, K. E. Easterling, "Phase Transformations in Metals and Alloys", Chapman & Hall, (1992).
25. 최종술, "마르텐사이트 變態", 연세대금속상변태연구실, 동화기술, (1984) 4.
26. G. Krauss, "Principle of Heat Treatment of Steel", Amer. Soc. for Met., (1985).
27. K. Wakasa, C. M. Wayman, Metallography, 14 (1981) 49~60.
28. A. R. Marder, "Phase Transformation of Ferrous Alloys", AIME, (1984) 11~41.
29. A. Shibata, S. Morito, T. Furuhashi, T. Maki, "Morphology and Crystallography of Martensite in Ferrous Alloys", Kyoto University, Japan, (2003).
30. C. R. Brooks, "Principles of the Austenitization of Steel", Elsevier, London (1992) 82.
31. M. A. Grossman, E. C. Bain, "Principles of Heat Treatment American Society for Metals", Metals Park, USA, (1964).
32. G. A. Roberts, R. F. Mehl, Trans. of the Amer. Soc. for Met., 31 (1943) 615.
33. G. R. Speich, A. Szirmai, Trans. of the Met. Soc., 245 (1969) 1063.
34. R. F. Mehl, K. Hanson, J. W. Morris, Acta Met., 38 (1980) 443.
35. G. F. Vander Voort, "Metallography Principles and Practice", McGraw-Hill Book Company, (1984) 577.
36. F. Leysen, J. Neutjens, K. Mols, S. Vandepitte and Y. Houbaert, Mater. Sci. Forum, 284 (1998) 263~270.
37. 한봉희, 임태홍, 박영구, 대한금속학회지, 23(8) (1985) 60.
38. Q. Y. Sha, G. Y. Li, L. F. Qiao and P. Y. Yan, "Sino-Swedish Structural Materials Symposium", (2007) 316.
39. 위명용, 열처리공학회지, 15(4) (2002) 194~199.
40. S. Chattopadhyay, C. M. Sellars, Metallography, 10 (1977) 89~105.

41. S. L. Zhang, X. J. Sun, H. Dong, Mater. Sci. & Eng., 432 (2006) 324~332.
42. B. Wang, X. Song, H. Peng, Mater. & Design, 28 (2007) 562~568.
43. H. K. D. H. Bhadeshia, "Bainite in Steels", Cambridge University (2001) 173.
44. H. K. D. H. Bhadeshia, Mater. Sci. Eng. A, 273, (1999), 58.
45. G. B. Olson, W. S. Owen, "Martensite: A Tribute to Morris Cohen", ASM., Materials Park Ohio (1992).

## 감사의 글

이 논문이 완성되기 까지 부족한 저에게 아낌없는 지도와 격려를 해주신 장우양 교수님께 머리 숙여 감사를 드립니다. 논문심사과정을 통하여 세심한 지도와 조언을 해주신 고제만, 강조원 교수님께 깊은 감사를 드립니다. 또한 학위과정 동안 많은 가르침을 주신 금속재료공학과 추현식, 박창선, 최병상, 장희진, 성백섭 교수님들께도 감사를 드립니다.

신소재공학과 이종국, 양권승 교수님, 인생에 선배님이신 광주기능대 은상원 교수님, 인천기능대 조무현 교수님께 감사를 드립니다. 실험에 많은 도움을 주신 POSCO 기술연구소 자동차소재연구그룹 오진근 박사님 이하 직원분들께 감사를 드립니다.

항상 고마운 여동생 최소란 항상 아낌없는 응원과 격려로 대해준 친구 권호, 석, 행주, 민욱, 지용, 진혁, 명일 후배 형준, 정웅, 재영, 신호준 선배님, 박수정 박사님, RIM(지능재료연구회)실 후배들 에게도 감사를 드리며 대학원 생활하는 동안 잘해주지는 못했지만 항상 곁에 있어주면서 저를 이해해주고 힘이 되어주고 저에 얼굴에 웃음을 주는 은화에게도 깊은 감사드립니다.

대학원 생활에서 많은 도움을 준 우리 물리야금실험실 박정수 선배님, 김미선 그리고 2년 동안 동고동락한 윤성식에게도 감사를 드립니다. 그리고 지면에 열거하지 못한 분들께도 감사를 드립니다.

끝으로 저희 자매를 항상 믿어주시고 자랑스럽게 생각해주시고 사랑해주신 아버지, 어머님께 이 논문을 바칩니다.

「본 논문의 일부내용은 Posco 사외위탁연구과제의 연구개발에 의한 것으로 이에 감사를 드립니다.」

2008년 11월      최 윤 길 드림

