

# 티타늄 산화물강 열영향부 조직변태에 미치는 망간 및 탄소의 영향

방 국 수\*

\*부경대학교 공과대학 신소재공학부

## Effects of Manganese and Carbon on the HAZ Microstructural Evolution in Titanium Oxide Steel

Kook-Soo Bang\*

\*Division of Advanced Materials Science and Engineering, PKNU, Pusan 608-739, Korea

### Abstract

Effects of manganese and carbon on the HAZ microstructural evolution in 500MPa grade titanium oxide steels were investigated. Microstructural evolution primarily depends on supercooling. When cooled at 3°C/s in 0.15%C-1.5%Mn steel, grain boundary and Widmanstätten ferrite formed at 640 and 620°C, respectively, followed by competitive formation of acicular ferrite and upper bainite inside of grain at 580°C. With an increase of manganese, degree of supercooling increased while critical cooling rate for the formation of grain boundary ferrite decreased. Consequently, the amount of acicular ferrite in HAZ was decreased in 2.0%Mn after initial increase in 1.0 and 1.5%Mn. Therefore, optimum supercooling should be maintained to accelerate acicular ferrite formation in titanium oxide steels. Low carbon steel, 0.11%C-1.5%Mn, showed larger amount of acicular ferrite than higher carbon steel because of effectiveness of diffusionless transformation in low carbon steel.

\* Corresponding author : ksbang@knu.ac.kr

(Received February 24, 2004)

Key Words : Titanium oxide steel, HAZ, Microstructure, Acicular ferrite, Supercooling, Manganese, Carbon

### 1. 서 론

강에 티타늄 질화물을 석출 분산시키면 용접가열 냉각과정 중 열영향부 (HAZ)에서 오스테나이트 성장이 억제되고 동시에 페라이트의 불균질 핵 생성이 촉진되어 HAZ 인성이 향상된다고 보고 되고 있다<sup>1-3)</sup>. 하지만 용융선 인근의 용점 가까이 가열되는 영역에서는 대부분의 티타늄 질화물이 용해되어 그 효력을 상실하게 된다. 따라서 최근 열역학적으로 티타늄 질화물보다 안정한 티타늄 산화물을 이용한 고 인성 용접용강의 개발이 적극적으로 시도되고 있다<sup>4-6)</sup>.

저자들은 용강에 티타늄 탈산을 행하면 MnS를 함유한 티타늄 복합산화물이 용강 중이나 (1차 탈산물) 응

고 중에 (2차 탈산물) 약  $10^4/cm^2$  정도 생성하며 이러한 복합산화물을 핵으로 하여 HAZ에서 침상 페라이트가 형성하여 인성이 향상됨을 확인하였다<sup>7)</sup>. HAZ에서 이러한 침상 페라이트의 형성은 핵 생성 작용을 하는 복합산화물의 종류 및 양에 당연히 영향을 받으나 동시에 침상 페라이트보다 고온에서 먼저 형성하는 고온 변태조직인 입계 페라이트 등의 석출에도 영향을 받을 것으로 예상된다. C-Mn 강의 기본원소인 망간은 오스테나이트 안정화 원소로 페라이트 변태온도를 낮추고 변태속도를 감소시켜 결정립 크기를 작게 하여 HAZ 인성을 개선시킨다고 알려져 있다<sup>8)</sup>. 하지만 너무 많이 첨가되면 변태온도를 과도하게 감소시켜 티타늄 산화물강에서 침상 페라이트 대신 베이나이트를 형성시킬 가능성이 있다. 한편 최근 가공열처리기술 (TMCP)의 진보

에 따라 저 탄소형 C-Mn 강이 제조가 활발히 추진되고 있다. 탄소 또한 강도 및 경화능에 큰 영향을 미쳐 향후 TMCP법에 의한 저 탄소형 티타늄 산화물강의 제조를 위하여서는 HAZ 조직변태에 미치는 탄소의 영향을 규명할 필요가 있다. 따라서 본 연구에서는 인장강도 500MPa급 티타늄 산화물강 제조를 위하여 티타늄 탈산강의 HAZ 침상 페라이트 변태 특성에 미치는 망간과 탄소의 영향을 조사하여 티타늄 산화물강 제조 시 최적성분 설계기준의 기초자료로 삼고자 한다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시험재

시험재는 해양구조물 등에 사용되는 API 2H Gr. 50에 상당하는 인장강도 500MP급 강으로 진공용해한 후 티타늄으로 탈산하여 제조하였다. 망간의 영향은 탄소를 0.15%로 고정하여 1.0~2.0% 범위에서 세 수준 변화시켜 조사하였다. 탄소의 영향은 망간을 1.5%로 고정한 후 0.15%와 0.11% 두 수준 변화시켜 비교하였다. 탄소가 0.15%인 강들은 압연 후 890°C에서 노멀라이징하여 제조한 반면, 0.11% 강은 최종 압연온도(FRT) 770°C, 압연 후 냉각속도 7°C/s의 조건으로 TMCP법으로 제조하였다. Table 1에 각 강들의 화학 성분과 기계적성질을 나타내었다. 인장강도는 490~635MPa를 나타내며 0.15%C-2.0%Mn인 강 C가 가장 높은 값을 나타내고 있다.

### 2.2 실험방법

용접 후 연속 냉각과정 중 HAZ에서 조직변태 특성을 조사하기 위하여 연속냉각변태도(CCT도)를 작성하였다. 두께 15mm로 압연된 판으로부터 직경 3mm의 pin sample을 가공한 후 전자동 변태점 측정장치(Thermorestor-W)를 이용하여 냉각하는 도중 시편의 팽창과 조직검사를 병용하여 최종 변태점을 결정하였다. 부여한 열싸이클은 승온속도 140°C/s로 1400°C까

지 가열하여 5초 동안 유지한 후 일정속도(22°C/s)로 800°C로 냉각한 다음 800에서 500°C까지의 냉각속도를 60, 30, 15, 10, 6 및 3°C/s로 냉각하였다. 냉각과정 중 조직 석출온도를 더욱 세밀히 조사하기 위하여 몇몇 강종에 대해서는 냉각속도 3°C/s로 냉각하는 도중 640~580°C에서 헬륨가스를 사용하여 급냉한 후 조직 관찰을 행하였다. 마르텐사이트변태 개시온도는 Andrew 식을 사용하여 계산하였다<sup>9)</sup>.

용접부 조직은 광학현미경과 주사식 전자현미경(SEM)을 사용하여 관찰하였으며 광학현미경에서 각 조직 비율은 배율 500배에서 영상분석장치를 사용하여 최소 500점 이상의 점산법으로 측정하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 망간의 영향

티타늄 산화물에 의한 HAZ에서의 침상 페라이트 핵생성을 먼저 확인하기 위하여 강 B를 사용하여 800~500°C 구간을 3°C/s로 냉각한 후 조직관찰을 행하였다. Fig. 1에 전형적인 SEM 사진을 나타내었는데 구형의 산화물로부터 침상 페라이트가 생성하고 있음을 알 수 있다. Fig. 2에는 산화물의 EDX 분석결과를 나타내었는데 티타늄을 주성분으로 하는 Ti-Mn-Al계 북



Fig. 1 Typical SEM microstructure showing acicular ferrite nucleated at an oxide inclusion

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of steels used

	Chemical composition (wt. %)									Mechanical properties			
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ni	Cu	Ti	TS (MPa)	YP (MPa)	El (%)	vE <sup>-20</sup> (J)
A	0.15	0.29	1.01	0.017	0.004	0.03	0.28	0.26	0.01	490	344	38	142
B	0.15	0.29	1.55	0.018	0.005	0.03	0.28	0.27	0.01	534	391	38	229
C	0.15	0.30	2.01	0.019	0.006	0.03	0.28	0.28	0.01	635	417	28	48
D	0.11	0.30	1.59	0.017	0.004	0.01	0.28	0.28	0.01	576	472	30	208

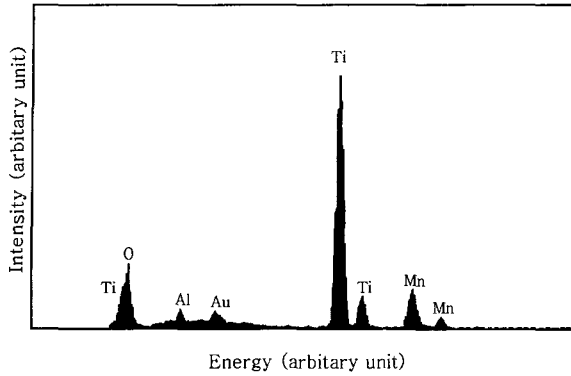


Fig. 2 EDX spectrum of the oxide inclusion shown in Fig. 1

합산화물임을 알 수 있다. 이런 구형의 산화물은 평균 크기가 1.07 $\mu\text{m}$ 이며 평균개수는  $6.53 \times 10^4/\text{cm}^2$ 을 나타낸다. 하지만 구형의 산화물 모두가 침상 페라이트의 핵생성 장소로 작용하지는 않았다. 조직관찰 및 EDX 분석결과 티타늄이 아주 미량 함유된 Mn계 복합산화물은 침상 페라이트를 불균질 핵생성하지 못하였다.

산화물로부터 불균질 핵생성하는 침상 페라이트의 본질에 관하여서는 입내에서 생성하는 위드만스테텐 페라이트라는 설과<sup>10)</sup> 베이나이트라는 설<sup>11)</sup> 등 여러 가지가 제안되고 있다. 그 본질이 무엇이든 생성량은 연속냉각



Fig. 3 Typical optical microstructure in HAZ of titanium oxide steel (A: Widmanstätten ferrite (WF) and grain boundary ferrite (GF); B: acicular ferrite (AF) and upper bainite (UB))

과정에서 고온에서 먼저 변태하는 입계 페라이트 등에 영향을 받을 것임을 예상할 수 있다. Fig. 3에 재현 HAZ의 전형적인 광학현미경 조직을 나타낸다. 조직은 입계에서 생성하는 입계 페라이트 (GF), 입계에서 입내로 튼니상으로 성장하는 위드만스테텐 페라이트 (WF)를 나타내고 있다. 그리고 입내에서는 페라이트 래스가 서로 열을 짓지 않고 하나하나 독립적으로 존재하는 (non-aligned) 전형적인 침상 페라이트 (AF)와 여러 개가 서로 열을 지어 존재하는 (aligned) 상부 베이나이트 (UB)로 구분된다. 이런 개개의 조직은 용접 냉각과정 중 과냉된 오스테나이트로부터 연속적으로 생성되기 때문에 먼저 과냉도에 따른 변태특성을 살펴 보았다. 강 A를 사용하여 냉각속도 3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 로 냉각 도중 640~580 $^{\circ}\text{C}$ 에서 헬륨가스를 사용하여 급냉하여 조직을 관찰하였다. Fig. 4에서 보는바와 같이 640 $^{\circ}\text{C}$ 에서 급냉한 조직은 입계 페라이트 (그림 A), 620 $^{\circ}\text{C}$ 에서는 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트 (그림 B) 그리고 580 $^{\circ}\text{C}$ 에서는 침상 페라이트와 상부 베이나이트가 석출하고 있다 (그림 C). 급냉에 의하여 나머지 부분은



Fig. 4 Optical microstructures quenched at various temperatures during weld cooling cycle (A: 640; B: 620; C: 580 $^{\circ}\text{C}$ )

모두 마르텐사이트이다. 따라서 연속 냉각과정 중 A<sub>3</sub> 온도로부터 온도가 낮아질수록, 즉 과냉도가 커질수록 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트가 먼저 형성한 후 입내에서 침상 페라이트와 상부 베이나이트가 서로 경쟁적으로 생성함을 알 수 있다.

이와 같은 연속적인 변태 특성에 미치는 망간의 영향을 조사하기 위하여 강 A, B, C를 사용하여 CCT도를 작성하였다. Fig. 5에 세 강종의 CCT도를 비교하였다. 본 실험 중 가장 빠른 냉각속도인 60°C/s와 가장 느린 냉각속도인 3°C/s로 냉각한 경우 각각의 광학현미경 조직을 Fig. 6에 나타낸다. 60°C/s의 경우 강 A는 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트가 이미 상당량 석출하여 있으나 강 B는 아주 미량의 입계 페라이트만 관찰되고 있다. 하지만 강 C는 아직 입계 페라이트가 석출하지 않고 있다. 한편 3°C/s의 경우 세 강종 모두 입계 페라이트, 위드만스테텐 페라이트, 침상 페라이트, 상부 베이나이트의 혼합조직을 보이나 강 A에 비하여

B와 C는 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트가 적고 침상 페라이트와 상부 베이나이트가 많다. 점산법에 의하여 조직분을 측정결과 강 A는 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트가 47%, 침상 페라이트 30%, 상부 베이나이트 23%를 나타내나 강 B는 각각 18, 43, 39% 그리고 강 C는 각각 8, 33, 59%를 나타낸다. 입내에서 독립적으로 생성하는 페라이트에는 침상보다 다소 다각형 (polygonal)의 것도 있으나 조직분을 측정 시 편의상 모두 침상 페라이트로 간주하였다.

이들 변태도로부터 연속 냉각과정 중 입계 페라이트가 석출하기 시작하는 임계냉각속도 (C<sub>f</sub>)를 추정하면 강 A, B, C는 각각 105, 62, 45°C/s를 나타낸다. 즉 망간의 증가에 따라 임계냉각속도가 저하하여 본 실험 범위에서 다음과 같은 직선관계를 나타낸다.

$$C_f (\text{°C/s}) = - 59.2 \cdot \text{Mn} (\%) + 159.2$$

한편 과냉된 오스테나이트로부터 입계 페라이트 변태가 일어나기 시작하는 온도도 망간의 증가와 함께 저하한다. 예를 들어 3°C/s로 냉각하는 경우 페라이트 변태가 일어나기 시작하는 온도는 강 A, B, C가 각각 약 665, 640, 600°C를 나타낸다. Andrews식을 사용하여<sup>9)</sup> A<sub>3</sub>온도를 계산한 후 변태개시 온도와의 차이를 구하여 과냉도라 하면 각각 173, 206, 239°를 나타낸다. 즉 망간의 증가와 함께 과냉도가 증가하고 있다. 이러한 임계냉각속도 및 과냉도의 차이가 앞서 살펴본 최종적인 조직 차이를 나타낸다고 생각된다. 즉 망간의 증가에 따라 C<sub>f</sub>가 늦어져 고온 변태조직인 입계 페라이트 등의 형성이 억제되는 반면 저온 변태조직인 침상 페라이트나 상부 베이나이트 형성이 증가한다. 한편 침

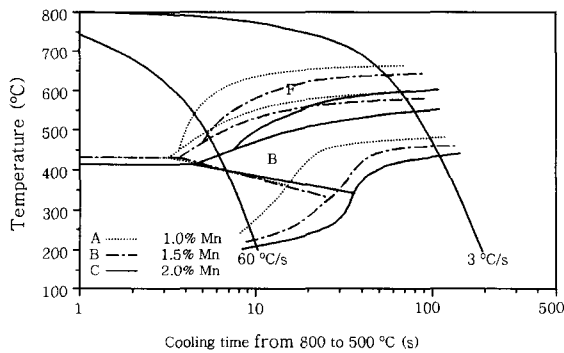


Fig. 5 Comparison of continuous cooling transformation diagrams of 0.15%C-1.0~2.0% Mn steels

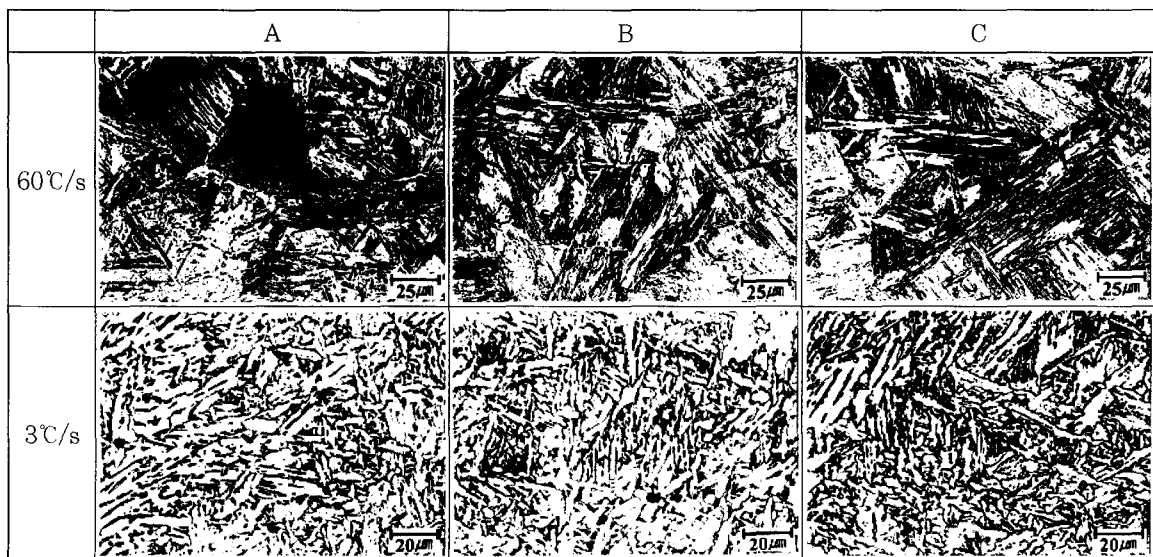


Fig. 6 Comparison of optical microstructures of 0.15%C-1.0~2.0%Mn steels (A: 1.0; B: 1.5; C: 2.0%Mn)

상 페라이트는 1.0% 망간에서 (강 A) 30%를 나타낸 후 1.5%에서 (강 B) 43%로 증가하다 2.0%에서 (강 C) 다시 33%로 저하한다. 이것은 망간의 증가에 따른 과냉도의 증가에 기인하는 것으로 판단된다. 앞서 설명한 바와 같이 연속 냉각과정 중  $A_3$  온도 이하로 과냉된 오스테나이트는 먼저 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트로 변태한 후 과냉도의 증가에 따라 입내에서 침상 페라이트와 상부 베이나이트로 변태 한다. 이때 망간의 증가는 과냉도를 증가시켜 2.0% 망간에서는 지나친 과냉도로 침상 페라이트보다 상부 베이나이트 형성이 촉진되기 때문인 것으로 판단된다. 따라서 티타늄 산화물강에서 침상 페라이트변태를 촉진하기 위하여서는 지나친 과냉을 회피하여야 함을 알 수 있다.

### 3.2 탄소의 영향

최근 TMCP법에 의한 저 탄소강 제조 추세에 대응하여 본 연구에서는 티타늄 산화물강 HAZ 조직변태에 미치는 탄소의 영향에 대하여 조사하였다. Fig. 7에 탄소가 각각 0.15%와 0.11% 첨가된 강 B와 D의 CCT 도를 비교하였다. 예상되는 바와 같이 저 탄소인 강 D는 B에 비하여 변태가 촉진되어  $C_r$ 는 강 B가 62°C/s, D가 82°C/s를 나타낸다. 3°C/s로 냉각할 때 과냉 오스테나이트로부터 입계 페라이트가 변태하기 시작하는 온도는 강 B 및 D가 각각 640, 655°C를 나타내어 저 탄소화에 의해 과냉도가 작아짐을 알 수 있다. 60 및 3°C/s로 냉각한 경우 강 D의 광학현미경 조직사진을 Fig. 8에 나타낸다. 60°C/s에서는 아주 미량의 입계 페라이트만 석출하고 있으나 (그림 A) 3°C/s에서는 다량의 침상 페라이트와 상부 베이나이트를 나타낸다 (그림 B). 3°C/s에서 조직분을 측정 결과 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트가 23%, 침상 페라이트 64%, 상부 베이나이트 13%를 나타낸다. 강 B와 비교

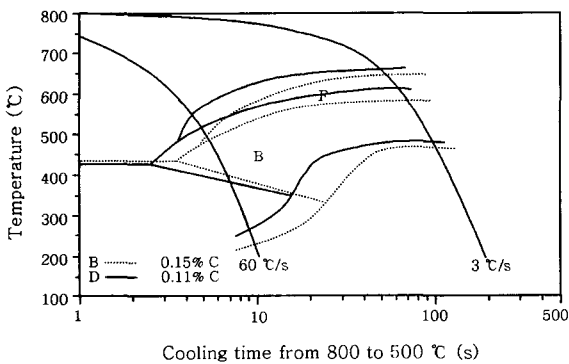


Fig. 7 Comparison of continuous cooling transformation diagrams of 0.11~0.15%C-1.5% Mn steels

하면 (각각 18, 43, 39%) 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트는 다소 증가하였으나 침상 페라이트는 크게 증가하고 상부 베이나이트는 감소하였다. 저 탄소화에 의한  $C_r$ 의 증가와 과냉도의 저하로 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트의 증가는 쉽게 예상되나 침상 페라이트의 증가와 그에 따른 상부 베이나이트는 감소는 예상과 다르다.

Fig. 9에 두 강을 3°C/s로 냉각 도중 580°C에서 급



Fig. 8 Optical microstructures in HAZ of 0.11%C-1.5%Mn steel obtained at different cooling rates (A: 60; B: 30°C/s)



Fig. 9 Comparison of optical microstructure quenched at 580°C during weld cooling cycle (A: 0.15%C-1.5%Mn; B: 0.11%C-1.5%Mn)

냉한 조직을 나타낸다. 두 강 모두 구형의 산화물로부터 침상 페라이트가 석출하고 있으나 그 성장 모습이 다르다. 즉 강 B는 침상으로 성장하지 못하는 반면 (그림 A) D는 침상으로 크게 뻗어나가고 있다 (그림 B). 이러한 차이가 결과적으로 저 탄소인 강 D가 상대적으로 고 탄소인 강 B에 비하여 침상 페라이트를 더 많이 형성하는 하나의 원인으로 생각된다. 침상 페라이트의 본질이 산화물을 핵으로 생성하는 베이나이트라면 그 변태기구는 다음과 같이 설명할 수 있다. 즉 페라이트가 먼저 무확산에 의하여 생성한 후 다음 단계에서 과포화 탄소의 확산에 의하여 시멘타이트가 석출하는 2단계 변태를 한다. 이때 오스테나이트로부터 페라이트가 무확산적으로 변태하기 위한 과냉도는 열역학적으로 다음과 같이 설명할 수 있다. Fig. 10의 탄소 농도가  $C_0$  인 강의 자유에너지-조성도에 나타낸바와 같이 온도  $T_1$ 에서는 열역학적 구동력 ( $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}$ )이 양의 값을 나타내어 변태가 일어나지 않으나  $T_2$ 에서는 음의 값을 나타내어 변태가 일어난다<sup>12)</sup>. 이때 음의 값을 나타내기 시작하는 온도는  $T_E$ 로 일반적으로  $A_3$ 와  $A_1$ 를 나타내는 선의 중간을 가르는 선상에 존재한다.  $T_E$  이하의 온도로

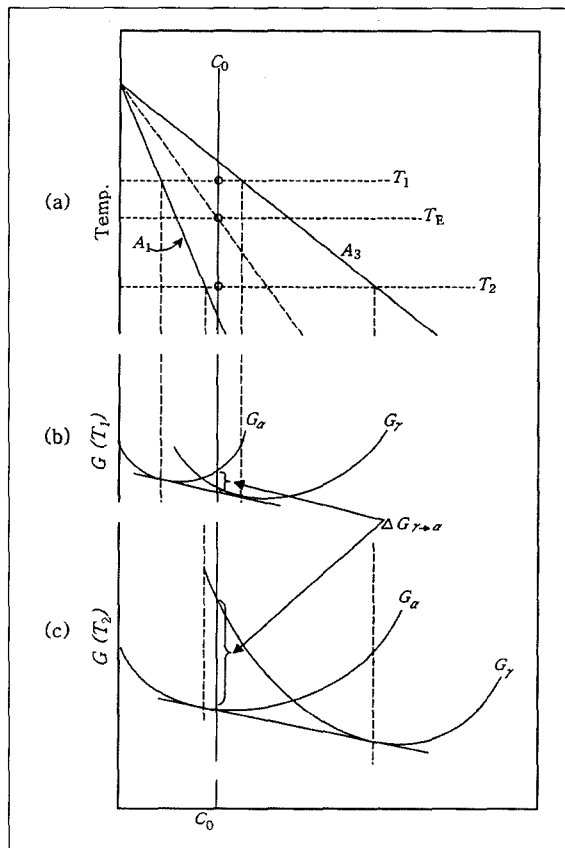


Fig. 10 Free energy-composition curves illustrating thermodynamic driving force for diffusionless transformation

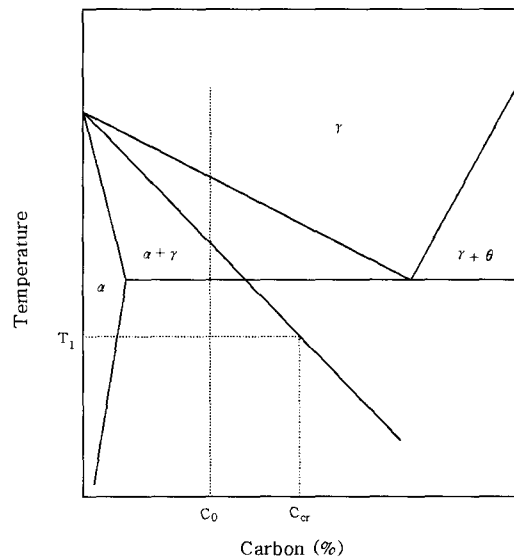


Fig. 11 Schematic illustration showing incomplete reaction of bainite

과냉되어 무확산 변태가 일어나면 다음 단계에서 과포화된 탄소는 오스테나이트로 배출되어 오스테나이트의 탄소농도는 점점 높아진다. 지금 Fig. 11에 모식적으로 나타낸 것처럼 탄소농도가  $C_0$ 인 강이 온도  $T_1$ 으로 과냉되어 베이나이트 변태가 일어나면 페라이트의 성장과 함께 탄소는 오스테나이트에 집적하여 최종적으로  $C_r$ 에 이르게 된다. 하지만 이 농도 이상에서는 무확산 변태가 열역학적으로 불가능하기 때문에 변태가 종료한다. 즉 강 중의 탄소가 적을수록 무확산 변태가 오래 지속됨을 나타내어 본 실험에서처럼 저 탄소인 강 D가 B에 비하여 침상 페라이트 성장이 오래 지속되는 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

인장강도 500MPa급 티타늄 산화물강의 HAZ 조직 변태 특성에 미치는 망간과 탄소의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

(1) HAZ 조직은 과냉도의 증가에 따라 입계 페라이트와 위드만스테텐 페라이트가 먼저 형성한 후 입내에서 침상 페라이트와 상부 베이나이트가 서로 경쟁적으로 생성한다. 0.15%C-1.5%Mn 강의 경우 냉각속도 3°C/s로 냉각할 때 640°C에서 입계 페라이트, 620°C에서 위드만스테텐 페라이트를 생성한 후 580°C에서 침상 페라이트와 상부 베이나이트가 생성하였다.

(2) 0.15%C에서 망간의 증가에 따라 입계 페라이트가 석출하기 시작하는 입계냉각속도 ( $C'$ )는 감소하며 과냉도는 증가한다.  $C'$ 는 본 실험범위에서 망간의 함량과 다음과 같은 직선관계를 나타내었다.

$$C_f' (\text{°C/s}) = - 59.2 \cdot \text{Mn} (\%) + 159.2$$

(3) 0.15%C에서 냉각속도 3°C/s로 냉각한 경우 침상 페라이트는 1.0% 망간에서 30%를 나타낸 후 1.5%에서 43%로 증가하다 2.0%에서 다시 33%로 저하하였다. 이것은 망간의 증가에 따른 과냉도의 증가에 기인하는 것으로 판단된다. 따라서 티타늄 산화물강에서 침상 페라이트변태를 촉진하기 위하여서는 적절한 과냉도를 유지하여야 한다.

(4) 0.11%C-1.5%Mn 및 0.15%C-1.5%Mn 강의 침상 페라이트는 3°C/s로 냉각한 경우 각각 64 및 43%를 나타내어 저 탄소화가 침상 페라이트의 형성에 유효함을 나타내었다. 이것은 강 중의 탄소가 적을수록 무확산 변태가 오래 지속되기 때문인 것으로 판단된다.

## 후 기

이 논문은 2003년도 부경대학교 연구년 교수지원에 의하여 연구되었음.

## 참 고 문 헌

1. S. Matsuda and H. Kageyama: Effect of TiN Particles on the Proeutectoid Ferrite Reaction, *Tetsu-to-Hagane*, **62-10** (1976), 1356-1362 (in Japanese)
2. L.J. Cuddy, J.S. Lally and L.F. Porter: Improvement of Toughness in the HAZ of High-Heat-Input Welds in Ship Steels, *Proc. Conf. on HSLA Steels Technology and Applications*, ASM, 1983
3. K.-s. Bang and H.-s. Jeong: Effect of Nitrogen Content on Simulated Heat Affected Zone Toughness of Titanium Containing Thermomechanically Controlled Rolled Steel, *Materials Science and Technology*, **18-6** (2002), 649-654
4. S. Ohkita, M. Yakabayashi, H. Homma, K. Yamamoto and S. Masuda: Improvement of HAZ Toughness of HSLA Steel by Finely Dispersed Titanium Oxide, *Nippon Steel Technical Report*, **37** (1988), 10-16
5. J.-L. Lee and Y.-T. Pan: Effect of Sulfur Content on the Microstructure and Toughness of Simulated Heat-Affected Zone in Ti-Killed Steels, *Metallurgical Transactions A*, **24A-6** (1993), 1399-1408
6. J.-L. Lee and Y.-T. Pan: Microstructure and Toughness of the Simulated Heat-Affected Zone in Ti- and Al-Killed Steels, *Materials Science and Engineering*, **A136** (1991), 109-119
7. H.-c. Jeong, J.-k. Han and K.-s. Bang, Effect of Weld Thermal Cycle on the HAZ Toughness and Microstructure of a Ti-Oxide Bearing Steel, *Journal of KWS*, **14-2** (1996), 46-56 (in Korean)
8. P.L. Harrison and R.A. Farra: Application of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Welding of Steels, *International Materials Reviews*, **34-1** (1989), 35-51
10. R.A. Farra and P.L. Harrison: Acicular Ferrite in Carbon-Manganese Weld Metals: An Overview, *Journal of Materials Science*, **22** (1987), 3812-3820
11. H.K.D.H. Bhadeshia: Bainite in Steels, *The Institute of Materials*, 1992
12. J.D. Verhoven: *Fundamentals of Physical Metallurgy*, John Wiley & Sons, 1975