

## B, Nb 및 Ti를 함유한 극저탄소강판에서 연속열처리조건이 재질에 미치는 영향

이종무 · 윤국한\* · 이도형\*\*

인하대학교 금속공학과

\*한국과학기술연구원 특수강 연구실

\*\*산업과학기술연구소 분석실

### Effects of Continuous Annealing Conditions on the Properties of Extra Low Carbon Steel Sheets Containing B, Nb and Ti

Chong-Mu Lee, Kook-Han Yoon\* and Do-Hyung Lee\*\*

Department of Metallurgical Engineering, Inha University

\*Special Alloy Research Labs, KIST

\*\*Department of Analysis, Research Institute of Industrial Science and Technology, Pohang 790-330

**초 록** Ti, Nb, B를 합금원소로 첨가한 알루미늄 킬드 극저탄소 고강도 강판의 재결정 집합조직에 미치는 코일링처리시의 냉각속도, 냉간가공도, 연속어닐링처리등의 효과를 조사하였다. 집합조직계수비 TC(222)/TC(200)는 코일링시의 냉각속도 감소와 냉간압연시의 압하율 증가에 따라 증가하는 경향을 나타내었다. 그러나 압하율이 80%에서 90%로 증가됨에 따라 집합조직계수비가 오히려 감소하는 경향을 나타내는데, 이것은 주집합조직이 {554}〈225〉로부터 {111}〈112〉로 바뀌기 때문인 것으로 보여진다. 집합조직계수비를 최대로 만들기 위한 최적의 강판제조 공정 조건을 제시하면, 코일링처리시 노냉하고, 냉간압연시의 압하율은 80%로 하며, 연속열처리시 800°C에서 1분간 유지한다음 20°C로 수냉하고 다시 450°C에 5분간 과시효처리하는 것이다.

**Abstract** Effects of cooling rate, cold reduction %, continuous annealing treatments on the recrystallization texture structure of the Al killed extra low carbon steel sheet containing Ti, Nb, and B were investigated. The texture coefficient ratio TC (222)/TC (200) tends to increase with decreasing the cooling rate of the coling process and increasing cold reduction %. However, the texture coefficient ratio tends to decrease as the cold reduction % increases from 80% to 90%, which may be due to the change of the primary texture structure from {554}〈225〉 to {111}〈112〉. The optimum fabrication procedures for the steel sheet with a maximum texture coefficient ratio may be : furnance cooling after the coiling treatment, 80% cold reduction and the continuous annealing treatment of holding at 800°C for 1 min., water quenching and then holding at 450°C for 5min.

### 1. 서 론

Al킬드 극탄소강에 Ti를 적당량 첨가하면 코일링 온도등의 제한을 받지 않고 항상 안정된 재질을 얻을 수 있으며, Nb를 적당량 첨가하면 높은 소성변형비 R값을 얻을 수 있는데, 이것은 Ti나 Nb등이 C나 N과 같은 침입형원소들과 결합하여 석출함으로써 고용되어 있는 원자들을 제거하여 그 결과 {111}방위

를 갖는 결정립의 핵생성이 촉진되어 {111} 집합조직이 발달하기 때문이다<sup>1)</sup>. 극저탄소강에 이러한 Ti, Nb 등의 탄화물 또는 질화물 형성원소외에 P, Si 및 Mn 등을 첨가하면, R값이 높을 뿐만아니라, 항복강도가 낮은 고강도의 강판을 얻을 수 있다<sup>2)</sup>. P는 소량 첨가해도 강도가 크게 높아져 효과적이다. 그러나 Ti를 첨가한 극저탄소강에 P를 첨가하면, 형상이 복잡한 부품을 성형할 수 있는 능력이

크게 저하되므로 P와 함께 Mn과 Si를 복합첨가함으로써 강화시키는 것이 바람직하다. 한편, Nb를 첨가한 극저탄소강에서는 P를 첨가해도 성형성이 저하되지 않으므로 R값이 높은 고장력강을 얻을 수 있다<sup>1)</sup>. 그러나 복잡한 형상의 부품을 성형할 때 P가 결정립계에 석출하여 냉간가공 취성(coldwork embrittlement)을 일으킬 위험이 있어 35-38kgf/mm<sup>2</sup> 수준이상의 인장강도를 갖는 강을 얻을 수 없는 것으로 알려져 있다<sup>3)</sup>. 1987년 Itoh 등<sup>4)</sup>은 Ti와 Nb를 동시에 첨가한 극저탄소강에 P와 Si를 강화 원소로 사용하고 B를 적당량 첨가함으로써 가공취성이 적은 인장강도 40-45kgf/mm<sup>2</sup> 수준의 고강도강을 개발했다고 보고하였다. 일반적으로 B를 첨가하면, 가공취성을 억제하는 데에는 효과가 있지만, R값이 저하되고 재결정 온도가 상승하는 등의 단점도 아울러 나타나기 때문에 적당량 이상의 B를 첨가하는 것은 위험하다.

한편 디입 드로잉용 강판을 가공한 후 실시하는 열처리 기술로는 예전에는 상자 어닐링(box annealing)법을 주로 사용하였으나 최근에는 대부분 연속 어닐링(continuous annealing)법을 사용하고 있다. 연속 어닐링법은 상자 어닐링법에 비해 기계적성질이 균일하고, 편평도(flatness)가 우수하며, 고강도를 가진 강판의 생산이 용이하며 공정시간이 짧은 장점을 가지고 있는 반면<sup>5)</sup>, 가열, 어닐링 및 냉각이 모두 단시간내에 이루어지므로 내시효성이 나쁜 단점도 아울러 갖고 있다. 따라서 연속 냉각법에서는 급속 냉각 후에 과시효 처리(overaging treatment)를 실시해 주는 것이 보통이다<sup>6)</sup>.

연속어닐링법으로 생산되는 디입 드로잉용 판재의 소성 변형비 R에 영향을 미치는 열처리 관련 인자들은 다음과 같다<sup>7-10)</sup>.

i) 열간압연(hot rolling)시의 냉각조건 및

냉온압연(cold and warm rolling) 온도

ii) 코일링 온도

iii) 어닐링 온도, 냉각속도 및 1차냉각 종료 온도

iv) 과시효 처리조건

Shioda 등<sup>6)</sup>의 보고에 의하면, 냉온압연 온도의 증가에 따라 X선 회절 반가폭비  $\beta(hkl)$ 이 감소하는 경향을 나타낸다고 한다. Seter 등<sup>7)</sup>은 800-900°C 범위의 높은 코일링 온도를 사용할 때 디입 드로잉성이 크게 향상되는데, 이것은 열간 압연판재에서 시멘타이트가 입계에 조대하게 석출되기 때문이라고 한다. 연속 어닐링시의 냉각속도가 느리고, 1차냉각 종료 온도가 높으며, 과시효 온도가 높은것이 디입 드로잉에 유리한데, 이 또한 시멘타이트가 입계에 조대하게 석출되는 것과 관계있는 것으로 보고되고 있다<sup>11)</sup>. 이러한 연구들은 대부분 Al 킬드 저탄소강에 대해 집중적으로 이루어졌다. B, Ti, Nb 등을 추가로 첨가한 강에서는 Al킬드강에서의 AlN 석출효과외에 Ti과 Nb가 고용되어 있는 원자들을 제거하는 청정효과도 동시에 나타나며 B 또한 질화물 석출양상에 영향을 미칠 것이므로, 재결정 집합조직과 디입 드로잉 특성이 일반 Al킬드강의 그것들과는 차이가 있을 것으로 예상된다.

본 연구에서는 B, Ti, Nb가 첨가된 Al킬드 극저탄소 강판에서 냉간압연 정도와 코일링 처리 및 연속 어닐링 처리등의 열처리 공정조건이 재결정 집합조직에 미치는 영향과 탄질화물의 석출거동을 서로 연계시켜 조사하였다.

## 2. 실험 방법

우선 고주파 진공용해로에서 용해주조하여 Ti, Nb, P, B, Si 및 Mn을 합금원소로 첨가한 극저탄소 소형강괴를 제조하였다. 표 1은 강의 화학조성을 보인 것이다. 이 강괴들을 두

Table 1. Chemical composition of steels(weight %)

									(wt%)
C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	B
0.003	0.01	0.128	0.007	0.002	0.027	0.003	0.004	0.008	0.0008

께 30mm로 열간단조한 후 1250°C에서 1시간 동안 용체화 처리한 후 수냉하고, 개시온도를

1,100°C, 종료온도를 890°C로 하여 열간압연한 다음, 코일링 효과를 주기 위하여 900°C의

Ar분위기에서 1시간동안 유지한 후 노냉(furnace cooling)시켰다. 이때 다른 한 시편은 공냉(air cooling)시키고, 나머지 한 시편은 수냉(water quenching)시켰다. 이어서 압하율 20%, 60%, 80% 및 90%의 네가지 다른 압연 정도로 압연하여 네 종류의 강판을 만든 다음, 연속어닐링 처리하였다. 이 연속어닐링은 Fig. 1에서와 같이 염욕(salt bath)에서 800°C로 급속가열하여 1분간 유지한 후 1차 냉각 종료온도까지 수냉하였다. 이 때 어닐링 온도를 700°C와 900°C로 한 다른 두 종류의 시편도 준비하였다. 여기서 1차 냉각 종료온도 또한 상온, 300°C 및 600°C로 한 세 종류의 시편으로 다시 나누었다. 이어서 450°C에서 5분간 과시효처리한 후 수냉함으로써 연속 열처리 공정을 완료하였다. 이상과 같은 절차를 거쳐 모두 10종류의 시편을 만들었으며, 표 2는 각 시편들에 대한 명세서이다.

열처리가 끝난 시편들에 대해 광학현미경으로 결정립도, 결정립형태 및 결정립 크기의

분포를 관찰하고, SEM TEM의 추출레플리카(extraction replica)법을 사용하여 탄화물 및 질화물의 석출 거동을 관찰하였다. 본 연구에서 사용한 TEM은 JOEL-200CX였으며, TEM 시편은 먼저  $\text{CHCl}_3$  8%와  $\text{CH}_3\text{COOH}$  92%의 혼합용액에서 먼저 electroetching한 후 그위에 carbon을 코팅하고  $\text{CHCl}_3$  20%와  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  80%의 혼합용액에서 전해하여 분리시켜냄으로써 레플리카를 제작하여 관찰하였다. SEM은 Hitachi사의 X-650를 사용하였으며, SEM시편은 4% picral을 사용하여 에칭하였다.

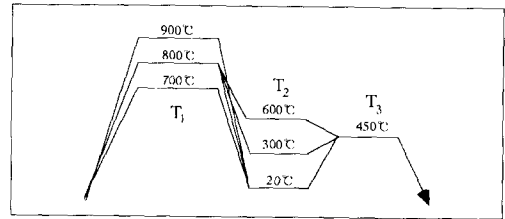


Fig. 1. Continuous annealing cycle.

Table 2. Coiling, cold rolling and continuous annealing conditions

Specimen No.	Cooling method in coiling	Reduction % of cold Rolling	Continuous Annealing Temperature	
			T <sub>1</sub> (°C)	T <sub>2</sub> (°C)
A	FC*	60	800	20
B	AC*	60	800	20
C	WQ*	60	800	20
D	FC*	20	800	20
E	FC*	80	800	20
F	FC*	90	800	20
G	FC*	60	700	20
H	FC*	60	900	20
I	FC*	60	800	300
J	FC*	60	800	600

\*FC : furnace cooling, AC : air cooling, WQ : water quenching

재결정 집합조직은 X-선회절을 이용하여 역극점도법으로 압연면에 평행한 면의 집합계수를 구하였으며, Schulz 반사법을 이용하여 (110)극점도를 구하고 극강도비의 변화를 조사하였다. 역극점도는 Rigaku사의 ME 200 EJ, 극점도는 ME 200 DL을 사용하여 얻었다. 원래 이 X선회절 시험장치는 마이크로프로세서가 내장되어 있는 역극점도와 극점도를 자동으로 작성해 내도록 되어 있다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 집합조직계수

본연구에서의 가장 큰 관심사는 냉간가공도와 열처리 조건들이 재결정 집합조직에 미치는 영향이다. 서론에서 기술한 바와 같이 강판의 디입 드로잉 특성이 우수하기 위해서는 소성변형비(R)가 커야 하고, R가 크기 위해서는 (111)에 나란한 (222)면에 대한 집합조

직계수(texture coefficient : 이후로 TC라 부르기로 함)와 (100)면에 나란한 (200)면에 대한 집합조직계수의 비, 즉  $TC(222)/TC(200)$  비가 커야한다. 일반적으로 강판의 성형성은 {111}집합조직의 절대량보다 {100}방위를 갖는 결정립 수에 대한 {111}방위를 갖는 결정립 수의 상대적인 비율과 더 밀접한 관계가

있으므로, 본연구에서는 성형성의 직계수인  $TC(222)/TC(200)$ 비 (이후로 그냥 “집합조직계수비”라 부르기로 함)를 구함으로써 강판의 성형성을 조사하였다. 표 3은 표 2에 보인 여러 시편들에 대하여 역극점도를 통하여 얻은  $TC(222)$ 과  $TC(200)$ , 그리고 그것들의 비값들을 정리한 것이다.

Table 3. Texture coefficient data

Specimen No	TC(222)	TC(200)	TC(222)/TC(200)
A	3.03	0.43	7.04
B	3.09	0.48	6.43
C	2.79	0.47	5.93
D	3.35	0.69	4.86
E	4.18	0.50	8.35
F	2.69	0.44	6.11
G	2.69	0.43	6.26
H	2.67	0.40	6.67
I	2.42	0.42	5.75
J	2.58	0.42	6.15

Fig. 2는 열간압연된 시편들에 대해 코일링 효과를 주기 위하여 900°C에서 1시간 유지한 다음, 실온으로 냉각하는 과정에서 냉각방법(또는 냉각속도)의 차이에 따른 집합조직 계수비의 차이를 보인 것이다. 여기서 집합조직 계수비는 노냉한 경우가 가장 높고, 그 다음이 공냉, 그리고 수냉의 순으로 냉각속도가 증가함에 따라 집합조직 계수비가 감소하는 경향을 나타낸다. 이것은 Fig. 6의 투과전자현

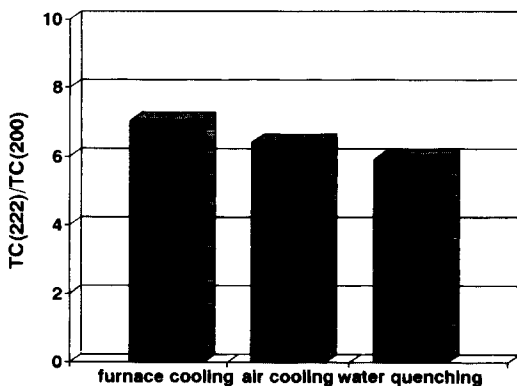


Fig. 2. Texture coefficient ratios for various cooling methods during the cooling after the heat treatment for the coiling effect.

미경 사진에서 볼 수 있듯이 탄화물등의 석출물의 크기 및 분포와 관계 있는 것으로 생각된다. 일반적으로 석출물은 냉각속도가 빠를수록 더 미세해진다. 노냉의 경우(Fig. 3(a))에는 석출물이 조대하여 석출물간의 평균거리가 크다. 따라서 냉간압연에 이어 실시하는 연속열처리 공정에서 고온으로 가열할 때 석출물이 분해되어 탄소나 질소등의 용질원자들이 기지(matrix)에 고용되어 들어가는 정도가 적기 때문에 {111}방위를 갖는 결정립의 핵생성이 촉진되어 집합조직 계수비가 크게 나타나는 것으로 판단된다. 공냉(Fig. 3(b)), 수냉(Fig. 3(c))과 같이 냉각속도의 증가에 따라 석출물의 크기가 더 미세해지고, 석출입자가 미세할수록 고온으로 가열시 더 쉽게 분해되어 기지에 잘 고용되므로 이로인해 집합조직계수가 더 낮아지는 것이다.

Fig. 4는 집합조직 계수비를 냉간압연시의 압하율의 함수로 plot한 것이다. 집합조직 계수비는 압하율이 20%일 때 가장 낮고, 60%, 80%로 증가함에 따라 증가하다가, 90%일때 다시 감소하는 경향을 나타낸다. 압하율이 20%인 경우에는 냉간가공도가 너무 낮아서 연속열처리 공정중에 재결정이 충분히 일어나지

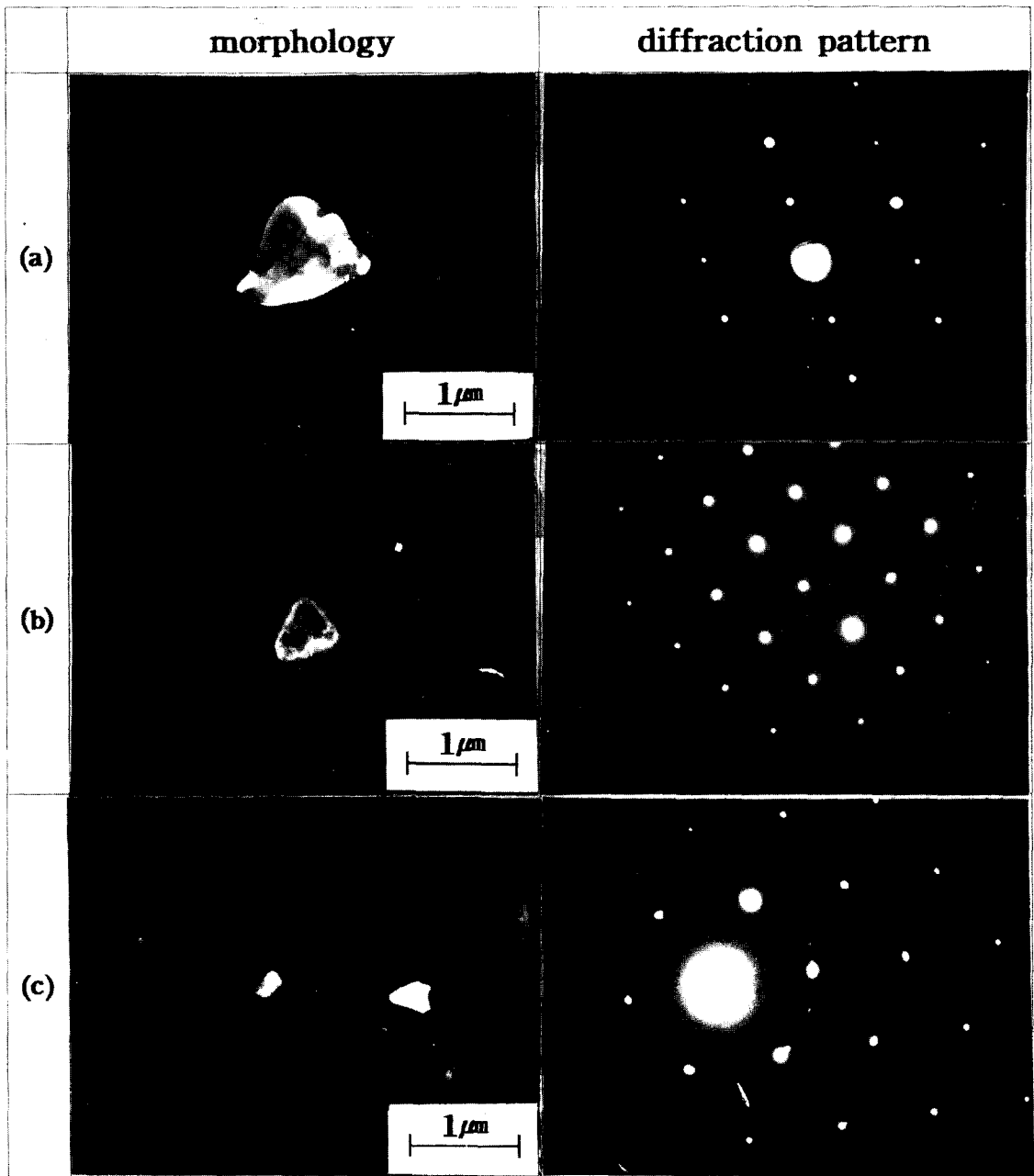


Fig. 3. Transmission electron micrographs of the precipitates for

- (a) the furnace cooling after the cooling heat treatment ( $Ti_2N$ , I41/amd)
- (b) the air cooling after the cooling heat treatment ( $Ti_2N$ , I41/mmm)
- (c) the water quenching after the cooling heat treatment ( $Ti_2N$ , I42/mmm(136))

못한 것으로 보인다. 주지하듯이 재결정화는 냉간가공도가 클수록 더 잘 일어나는데, 800 °C에서 1분간 유지하는 열처리과정에서 재결정이 제대로 일어나기 위해서는 열처리전의

냉간가공도가 충분히 커야한다. Fig. 5(a)의 현미경조직을 보면, 냉간압연에 의하여 압연 방향으로 늘어난 결정립이 현미경조직의 대부분을 차지하고 있음을 알 수 있다. 따라서 냉

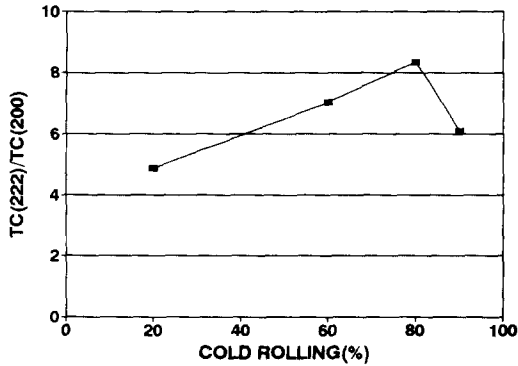


Fig. 4. Texture coefficient ratio,  $TC(222)/TC(200)$  as a function of the reduction % of cold rolling.

간가공시 받은 응력이 제대로 제거되지 않은 상태에서  $\{111\}$  집합조직이 충분히 발달되지 않아 집합조직 계수비가 낮은 것으로 생각된다. 압하율이 60%인 경우에는 냉간가공도가 비교적 높아 Fig. 5(b)의 현미경조직에서 볼 수 있듯이 연속열처리 공정을 거치면서 재결정이 상당히 진척되어 집합조직 계수비가 증가되었으며, 압하율 80%에서는 냉간가공도가 충분히 높아 완전한 재결정이 이루어졌고 (Fig. 5(c)), 그 결과 더 높은 집합조직 계수비를 나타내고 있다. 그러나 압하율을 90%로 더욱 증가시켰을 경우 집합조직 계수비는 다시 떨어지는 이상현상을 나타내는데, 그 원인은 Fig. 6의 극점도로 부터 찾을 수 있을 것 같다. 압하율 20%에서는 연속열처리후에도 냉간압연에 의하여 재료내부에 축적된 응력이 제대로 제거되지 못하여  $\{112\}\langle 11\bar{0}\rangle$  성분이 강한 집합조직을 나타내고 (Fig. 6(a)), 압하율 60%에서는 재결정화가 상당히 진척되어  $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$  성분과  $\{554\}\langle 22\bar{5}\rangle$  성분이 공히 강한 집합조직을 나타내고 있다(Fig. 6(b)). 또한 압하율 80%에서는  $\{554\}\langle 22\bar{5}\rangle$  성분이 가장 강하고  $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$  성분이 그 다음으로 강한 집합조직을 나타내고 있다(Fig. 6(c)). 한편, 압하율 90%에서는  $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$  성분이 가장 강하며  $\{554\}\langle 22\bar{5}\rangle$  성분도 약간 강하게 나타나는 집합조직을 나타낸다.(Fig. 6(d)) 즉, 주집합조직이  $\{554\}\langle 22\bar{5}\rangle$ 인 압하율 80%에서 집합조직계수비가 가장 높고, 주집합조직이  $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$ 인 압하율 60% 및 90%에서

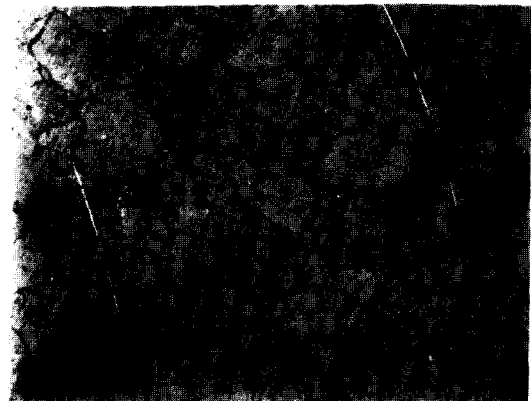
는 집합조직계수비가 그것보다 낮다. 따라서 집합조직 계수비가 가장 높게 얻어지는 압하



(a)



(b)



(c)

Fig. 5. Microstructure for

- (a) the 20% cold rolling reduction specimen
- (b) the 60% cold rolling reduction specimen
- (c) the 80% cold rolling reduction specimen

을 80% 정도로 냉간압연하는 것이 적절한 것으로 판단된다.

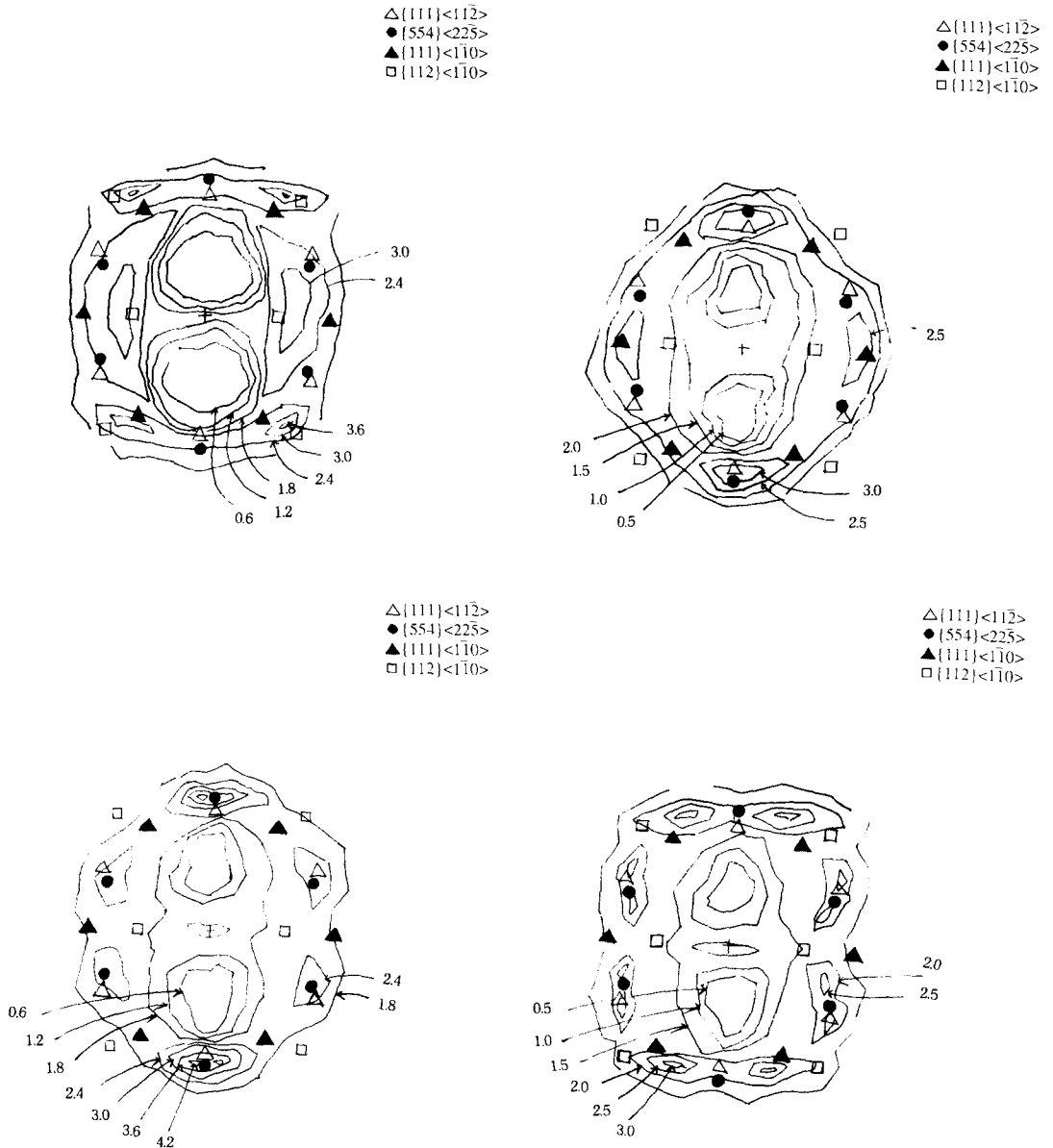


Fig. 6. {200} pole figures for the low carbon steel after recrystallization annealing for  
 (a) the 20% cold rolling reduction  
 (b) the 60% cold rolling reduction  
 (c) the 80% cold rolling reduction  
 (d) the 90% cold rolling reduction

Fig. 7은 연속 열처리공정에서의 1차가열온도(Fig. 1의 T<sub>1</sub>)의 증가에 따른 집합조직

수비의 변화를 보인 것이다. 열처리온도가 700°C에서 800°C로 증가함에 따라 집합조직

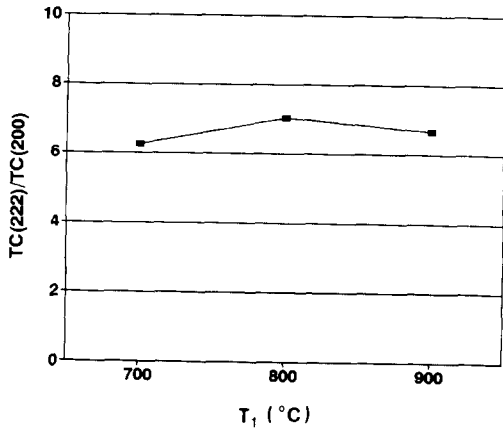


Fig. 7. Texture coefficient ratio as a function of the first heating temperature in the continuous heat treatment.

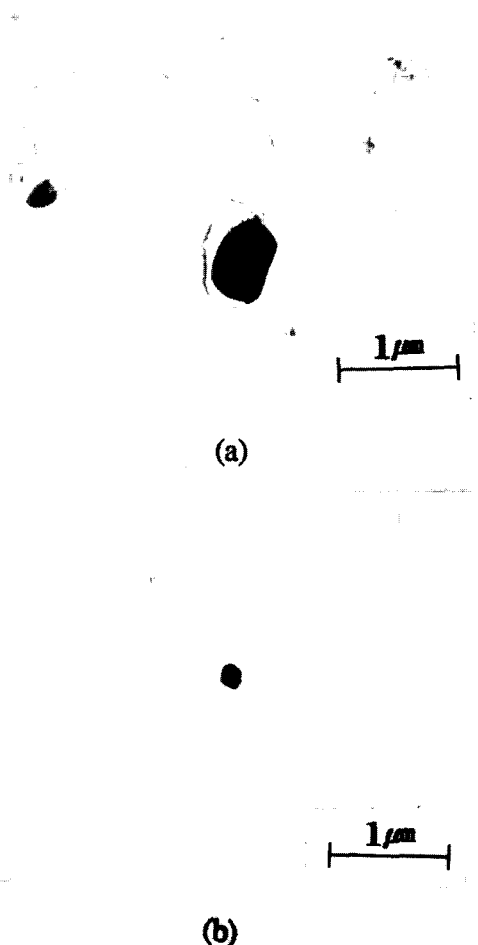


Fig. 8. Transmission electron micrographs of the precipitates for the Ti(the first heating temperature of the continuous annealing) of

(a) 700°C (b) 800°C

계수비가 증가하는데, 이것은 Fig. 8(a)와 (b)에서 보듯이 800°C의 경우가 700°C의 경우보다 석출물의 평균크기가 더 크기 때문에 기지 내에 고용되어 있는 용질원자들을 제거하는 이른바 청정 효과<sup>11)</sup>가 더 크고, 그 결과 {111} 집합조직이 더 잘 발달하기 때문인 것으로 보인다. 열처리 온도를 800°C에서 900°C로 증가시켰을 때 집합계수비가 오히려 감소하는 경향을 보이는데, 이것은 오스테나이트로의 변태와 관계있는 것으로 보인다. 순철의 경우에는 910°C에서 페라이트로부터 오스테나이트로의 변태가 일어나는 것으로 알려져있다. 본 실험에서 사용한 시편에는 표 1에 보인 바와 같이 Mn과 Si를 비롯한 여러 합금 원소들이 미량씩 포함되어 있으므로 실제 변태 온도는 910°C보다 약간 더 낮으며, 열처리시 사용한 염욕의 온도 제어 오차나 온도측정 오차를 감안할 때 실제 염욕의 온도는 900°C보다 약간 더 높을 수 있으므로 900°C 시편의 경우에는 연속 열처리의 1차가열 구간을 거치면서 조직의 일부가 오스테나이트화했을 것으로 생각된다. Horta 등의 보고<sup>12)</sup>에 의하면, 오스테나이트가 전체의 75% 이상 형성되면, 집합조직 발달에 나쁜 영향을 미친다고 한다. 이것은 변태되지 않는 페라이트의 결정립 성장에 의한 집합조직 발달의 영향과 오스테나이트 형성에 의한 감소효과가 상충되어 결국 집합조직 발달에 영향을 주기 때문이라한다.

Fig. 9는 연속열처리 공정에서의 1차냉각종료온도(Fig. 1의  $T_2$ )의 변화에 다른 집합조직계수의 변화를 보인 것이다.  $T=600^\circ\text{C}$ 의 경우에는  $T_2=20^\circ\text{C}$ 의 경우 과냉도가 크므로 다른 두 경우에 비해 석출물의 크기가 더 작고, 따라서 청정효과<sup>11)</sup>가 더 적어 집합조직계수비가 더 낮을 것으로 예상되기 때문이다.

이상의 실험결과들로부터 집합조직계수비를 최대로 만들기 위한 최적의 강판재 제조방법을 추출하면, 코일링 효과를 주기위한 열처리 공정에서 냉각방법을 노냉으로 하고, 냉간압연시의 압하율은 80%로 하며, 연속열처리 공정은 800°C에서 1분간 유지한다음 20°C로 수냉하고, 다시 450°C에서 5분간 과시효처리 하는 것일 것이다.

### 3.2 기계적 성질

표 4는 코일링처리시의 냉각과정에서 사용



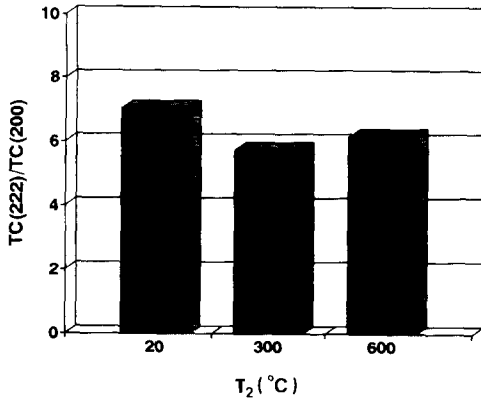


Fig. 9. Texture coefficient ratios for various second heating temperatures in the continuous heat treatment.

한 여러 냉각방법에 대하여 경도, 항복강도(YS), 인장강도(UTS), 연신율(El), 결정립도(GS)등의 기계적 성질을 조사한 것이다. 냉각속도가 빠른 방법일수록 기계적강도가 더 높고 연신율이 더 낮은 경향을 보여준다. 냉각속도가 빠를수록 석출물의 크기가 더 미세해져 결정립계의 이동을 저지하는 데에 더 효과가 있으므로, 재결정립의 크기 또한 더 작고, 그 결과 더 높은 강도를 나타내는 것으로 보인다.

표 5는 냉간압연시의 여러가지 압하율에 대한 강판재의 기계적성질을 보인 것이다. 압하율 20%인 경우 경도와 강도가 가장 높고, 연신율이 가장 낮은데, 이것은 Fig. 5(a)에서

Table 4. Mechanical properties for various reduction %'s of the cold rolling

Specimen No.	Reduction %	hardness (MPa)	YS (MPa)	UTS (MPa)	El. (%)	GS(t) ( $\mu\text{m}$ )	GS(C) ( $\mu\text{m}$ )
D	20	1,316	218.1	274.3	22.2	47	71
A	60	728	147.2	232.8	37.1		
E	80	744	147.9	233.2	36.5		
F	90	957	171.6	250.7	35.5		

Table 5. Mechanical properties for various cooling methods of the coiling

Specimen No.	Cooling Method in coiling	Hardness (MPa)	YS (MPa)	UTS (MPa)	El. (%)	GS(t) ( $\mu\text{m}$ )	GS(C) ( $\mu\text{m}$ )
A	FC*	728	147.2	232.8	37.1		
B	AC*	713	149.9	234.4	39.3	119	52
C	WQ*	720	173.6	251.9	35.2	41	39

\*FC : furnace cooling, AC : air cooling, WQ : water quenching

볼 수 있듯이 냉간가공도가 너무 낮아 재결정이 제대로 이루어지지 않았고 따라서 냉간압연시 발생하는 응력이 대부분 제거되지 않았기 때문인 것으로 생각된다. 압하율이 60% 이상인 경우에는 충분한 재결정이 일어난 것으로 보이며 (Fig. 5(b)), 특히 압하율 90%에서 경도와 강도가 가장 높은 것은 석출물의 평균 입자 크기가 미세하여 결정립계의 이동을 효과적으로 억제하고 그 결과 재결정립의 크기 (재결정립도)가 미세해졌기 때문인 것으로 생각된다.

표 6에서는 연속열처리시의 1차가열온도

( $T_1$ )가 증가함에 따라 강판의 인장강도와 항복강도가 저하하는 경향을 볼 수 있다. 이것은  $T_1$ 이 높을수록 석출물의 크기가 더 미세하고, 그 결과 재결정립도 또한 더 미세해지기 때문인 것으로 생각된다. 왜냐하면,  $T_1$ 이 높을수록 2차상이 석출되는 상변태 반응에서의 과냉도가 더 크고 또 과냉도가 클수록 핵생성이 더 활발하여 석출물의 크기가 덜 미세해지기 때문이다.

### 3.3 현미경조직

여러 시편들에서 TEM으로 관찰한 석출물은 TiN(또는  $\text{Ti}_2\text{N}$ )이 가장 많았으며, 그외에

Table 6. Mechanical properties for various temperatures( $T_1$ ) of the continuous annealing

Specimen No.	$T_1$ (°C)	Hardness (MPa)	YS (MPa)	UTS (MPa)	El. (%)	GS(t) ( $\mu$ m)	GS(C) ( $\mu$ m)
G	700	749	149.3	235.6	33.2		
A	800	728	147.2	232.8	37.1		
H	900	745	144.4	229.1	35.8	45	45

도 BN(또는  $B_{25}N$ ), AlN 등의 석출물이 관찰되었고, C, H 등의 시편에서는  $Nb_2C$ 과 NbN으로 보이는 석출물들도 관찰되었다.

오스테나이트 강종에서 TiN의 평형용해도(equilibrium solubility product)은 다음식<sup>13)</sup>과 같다.

$$\log[Ti] \{N\} = -16,188/T + 4.72$$

이 식을 사용하여  $Ti=0.0088\%$ ,  $N=0.003\%$ 인 T강에 대한 석출온도를 구하면,  $T=1460^\circ C$ (또는  $1733K$ )이다. 따라서 용체화온도인  $1250^\circ C$ 에서 TiN은 거의 모두 석출되고, 석출물의 크기 또한 조대하므로 냉간압연에 이은 연속열처리 공정중에 재결정 및 결정립 성장을 억제하거나 석출경화로 인해 항복강도(yield strength)를 증가시키는 등의 나쁜 효과를 나타내지 않을 것으로 생각된다.

Tokunaga 등<sup>14)</sup>의 보고에 의하면 Ti첨가강에서 Ti는 TiN으로 우선적으로 석출되고 강종의 Ti당량이 N의 Ti당량 이상인 강에서는 TiN외에 TiC가 석출된다고 한다. 그러나 본 연구의 실험에 사용한 강에서는 Ti의 함량이 0.008%로 N의 Ti당량( $48/14 \times 0.003\% = 0.01\%$ )보다도 더 적으므로 강종의 Ti가 모두 TiN으로 석출되고 TiC로는 석출되지 않을 것으로 예상된다. Yamada 등<sup>15)</sup>의 보고에서도, Nb와 Ti중에서 Nb만을 첨가하고 거기다 B를 추가한 Al킬드강에서는 질소가 대부분 BN 또는 AlN으로 석출되는 반면, Ti만을 첨가하거나 Nb와 Ti를 동시에 첨가한데 이어 B를 추가한 강에서는 질소가 대부분 TiN으로 석출되므로 B는 거의 모두 용질(solute)상태로 존재한다고 한다. 또한 TiN으로 석출되고 남은 0.002% 정도의 N은 BN이나 AlN으로 석출될 것으로 예상되는데, 본실험결과는 이러한 당초의 예상과 일치하고 있다.

#### 4. 결 론

Ti 및 Nb를 동시에 첨가한데 이어 P, Si 및

Mn을 강화원소로 첨가하고 가공 취성개선을 위하여 B를 추가로 첨가한 극저탄소 고강도 강판의 재결정집합조직에 미치는 냉간가공, 연속어닐링 처리 등의 효과를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 코일링효과를 주기위하여 열간압연에 이어 실시하는 열처리공정에서의 냉각방법에 따라 집합조직계수비  $TC(222)/TC(200)$ 비는 차이를 나타내는데, 노냉>공냉>수냉의 순서로 냉각속도의 증가에 따라 비값이 감소한다. 이것은 냉각속도가 빠를수록 석출물의 크기가 더 작아지기 때문이다.

2) 냉간압연시의 압하율이 20%인 경우에는 냉간가공도의 불충분으로 연속열처리 공정 후에도 재결정이 제대로 일어나지 않으며, 압하율 60% 또는 그 이상인 경우에는 재결정이 충분히 일어나는 것으로 나타났다. 그러나 재결정집합조직은 압하율에 따라 차이를 보이는데, 압하율 60%에서는  $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$  성분과  $\{554\}\langle 22\bar{5}\rangle$  성분이 공히 강한 집합조직을 나타내고, 압하율 80%에서는  $\{554\}\langle 22\bar{5}\rangle$  성분이 가장 강하고  $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$  성분이 그 다음으로 강한 것으로 나타났다. 또한 압하율 90%에서는  $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$  성분이 가장 강하며  $\{554\}\langle 22\bar{5}\rangle$  성분도 약간 강하게 나타났다. 특히 집합조직계수비는 80%까지는 압하율의 증가에 따라 증가하는 반면, 90%에서는 80%에 비해 집합조직계수비가 더 낮게 나타났다. 따라서 주집합조직이  $\{554\}\langle 22\bar{5}\rangle$ 일 때 가장 높은 집합조직계수비가 얻어진다고 할 수 있다.

3) 연속열처리 공정에서의 1차가열온도( $T_1$ ) 700, 800, 900°C를 비교했을 때 800°C의 경우가 집합조직계수비가 가장 크고, 그 다음이 700°C의 경우이며 900°C의 경우가 비값이 가장 낮게 나타났는데, 900°C의 경우에는 부분적으로 오스테나이트 변태가 일어났기 때문인 것으로 보여진다.

4) 강판재의 성형성을 높이기 위하여 집합

조직계수비를 최대로 만들기 위한 최적의 강판재제조방법을 결정하면, 코일링처리시 냉각방법을 노냉으로 하고, 냉간압연시의 압하율은 80%로 하며 연속열처리시 800°C에서 1분간 유지한 다음 20°C로 수냉하고 다시 450°C에서 5분간 과시효처리하는 것이라 할 수 있다.

5) 강판의 강도와 경도는 코일링처리시의 냉각속도가 빠를수록, 냉간압연시의 압하율이 높을수록, 그리고 연속열처리시의 1차가열온도  $T_1$ 이 낮을수록 대체로 증가하는 경향을 나타내며, 이것은 석출물의 크기와 관계있다.

6) TEM분석에 의하면, Ti, Nb, B 등을 첨가한 Al킬드강에서 나타나는 석출물은  $TiN$ (또는  $Ti_2N$ )이 주류를 이루며,  $BN$ (또는  $B_{25}N$ ),  $AlN$ 등이 나타나고,  $Nb_2C$ ,  $NbN$  등도 드물게 나타났다.

## 후 기

본 연구는 1992년도 포항종합제철주식회사의 연구비 지원으로 수행되었습.

## 참 고 문 헌

1. W.B.Hutchinson, Inter. Met. Review, 29, 25 (1984)
2. S. Satoh, Y. Neue, and S. Hashimoto, Tetsu-to-Hagane, 66, S1123 (1980)
3. Y. Neue and S. Satoh, 日經 mechanical (1982년 5월), P.50.
4. Itoh et al., 日本金屬學會報. 24, 316 (1985)
5. B.H.Hahn, Y.B.Park and S.H.Kim, J. Kor. Inst. Met., 24, 880 (1986)
6. T. Obara, S. Satoh, M. Nishida and T. Irie, Scand. J. Met., 31, 201 (1984)
7. 潮田 et al., Tetsu-to-Hagane, 66, S 1245 (1980)
8. B. Seter, U. Bergstorm, and W.B.Hutchinson : Scand, J. Met., 13, 214 (1984)
9. K. Toda, H. Gondoh, H. Takeuchi, M. Abe, N. Uehara and K. Komiya : Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 15, 305 (1975)
10. H. Kuboreta, K. Nakaoka, K. Araki, K. Watandhe and K. Iwase : 鐵 と 鋼, 62, 846 (1976)
11. O. Akisue et al., Tetsu-to-Hagane, 66, S 1126 (1980)
12. R.M.Horta, D.V.Wilson, and W.T.Roberts, Tetsu-to-Hagane, 210, 42 (1972)
13. N. Fukuda and M. Shimizu, Tetsu-to-Hagane, 73, 109(1987)
14. Y. Tokunaga, M. Yamada, and K. Itoh, Tetsu-to-Hagane, 73, 109(1987)
15. M. Yamada, Y. Tokunaga, and M. Yamamoto, Tetsu-to-Hagane, 73, 1049 (1987)