

© 1982 ISIJ

70, 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級 Ti 添加ベイナイト熱延鋼板の開発 論文

自在丸 二郎\*・高橋 康 雄\*

The Development of Ti-bearing 70 and 80 kgf/mm<sup>2</sup> Class Hot Rolled Steel Sheets with Bainitic Structure

Jiro JIZAIMARU and Yasuo TAKAHASHI

## Synopsis:

The fundamental researches and the mill trials have been carried out in order to determine the suitable manufacturing conditions for Ti-containing bainitic 70 and 80 kgf/mm<sup>2</sup> class steel sheets with excellent bending and stretch-flanging formability.

The results obtained are as follows:

(1) Addition of Ti to low C-2.0Mn steel enhances acicularity, and the higher the acicularity, the better is the tensile strength-notch elongation balance without decrease of tensile strength-elongation balance.

(2) The tensile strength-notch elongation balance of 0.03C-Ti bearing steel is better than that of 0.08C-Ti bearing steel.

(3) The excellent stretch flanging formability of 70 kgf/mm<sup>2</sup> class hot rolled steel sheets is obtained in 0.03C-0.5Si-2.0Mn-0.3Cr-0.08Ti steel coiled at about 600°C.

(4) The excellent bending formability of 80 kgf/mm<sup>2</sup> class hot rolled steel sheets is obtained in 0.08C-0.5Si-2.0Mn-0.3Cr-0.15Ti steel coiled at about 550°C.

## 1. 緒 言

近年、自動車や産業機械業界では車両の自重軽減あるいは安全性向上を目的として、強度が高く成形性などの使用特性がすぐれた薄手ゲージの高張力鋼板に対する要求が高まっている。従来かかる分野で使用される熱延高張力鋼板の引張強さは 60 kgf/mm<sup>2</sup> までが多く、70 kgf/mm<sup>2</sup> 以上についてはクレーン車のブームなどの強度部材に一部使用されているが、今後は 70 kgf/mm<sup>2</sup> 以上の熱延鋼板に対する需要が伸びるものと考えられる。これら高強度部材は所要特性上一般に降伏強度が設計基準として採用されるので通常高降伏点型熱延鋼板が適用されている。その強化方法は Si, Mn, Cr などによる固溶強化と細粒化強化あるいはベイナイト（アシキュラーフェライト）などによる組織強化を基本として、さらに Ti, Nb, V などによる析出強化と細粒化強化を併用することにより高降伏強度を与えているのが一般である。著者らはこのような鋼板の要求に応ずるため各種の基礎実験と実生産を行うことによつて加工性のきわめてすぐれた 70 kgf/mm<sup>2</sup> 級および曲げ加工用 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級熱延鋼板を Si-Mn-Cr-Ti 系によつて開発した。本報では高強度とすぐれた成形性を同時に得るための化学成分と熱延条件の選定のための基礎実験の結果ならびに実生産結果について報告する。

## 2. 製造条件最適化のための基礎的検討

## 2.1 実験方法

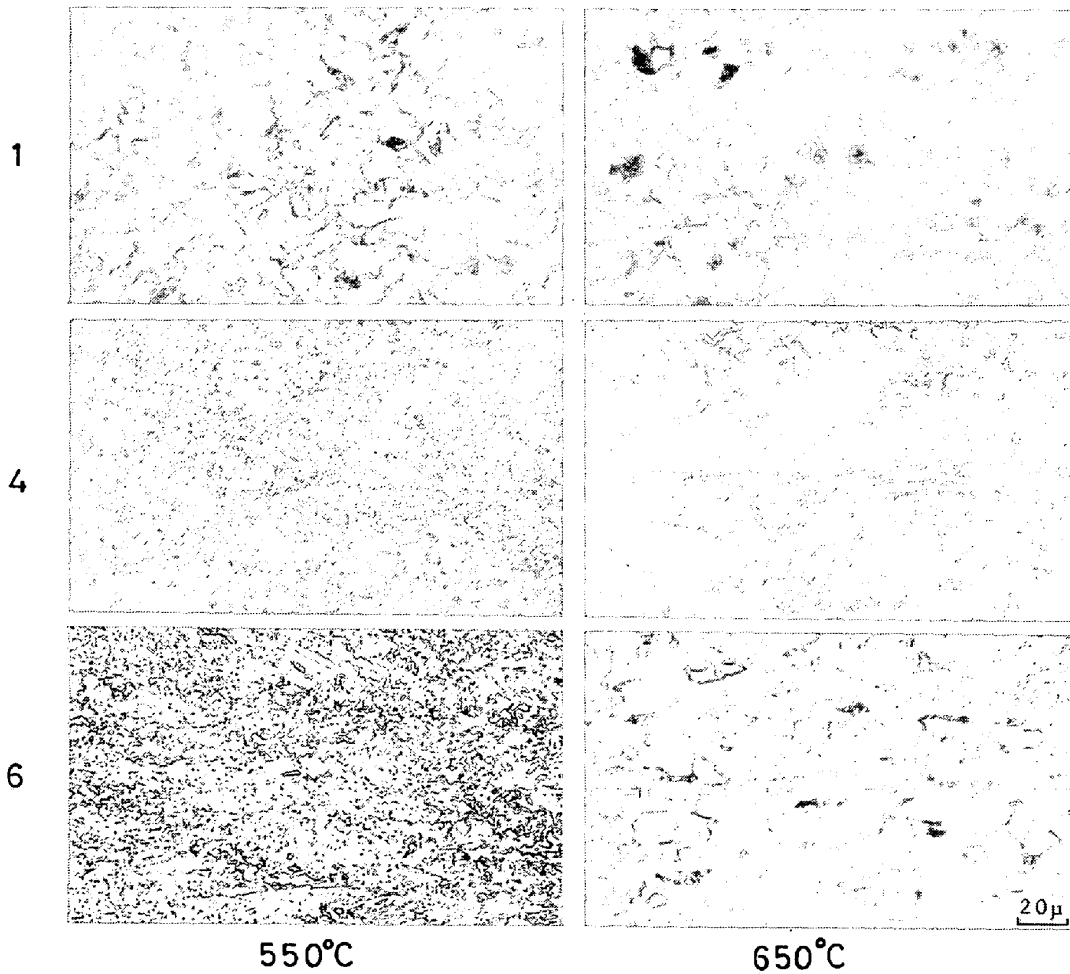
供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。No. 1~No. 4 は C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti 鋼において C=0.03% 一定、No. 5~No. 7 は C=0.08% 一定として、Ti 量を 0% から 0.20% の範囲でそれぞれ変化させたものである。なお、Cr 量は 0.3~0.6% の範囲では 0.3% が良好な切り欠き伸びを与えることを確認したので 0.3% 一定とした。いずれの鋼も 90 kgf 高周波真空溶解炉で溶製し、鋼塊を 30 mm 厚さまで予備圧延後、小鋼片に切断した。熱延はこの小鋼片を 1200°C に 1 h の加熱後 3 パス (30→12→8→5 mm 厚、各パスの圧延温度は 1050°C, 1000°C および 950°C) にて 850°C で仕上げた。引き続き 10°C/s の平均冷却速度で 550°C, 600°C および 650°C にシャワー水冷し各温度で 1 h 保持後、25°C/h の平均冷却速度で炉冷することによつて巻き取り条件をシミュレートした。圧延温度の測定は鋼板表面温度により行つた。引張試験は JIS 5 号引張試験片およびこれに平行部中央の両端に 2 mmV ノッチを入れた切り欠き引張試験片<sup>1)</sup> を圧延直角方向から採取し、インストロン型試験機により 20 mm/min のクロスヘッド速度で行つた。一部の供試材について、光学顕微鏡による変態組織の線分法による定量化および介在物の清浄

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 23 日受付 (Received Oct. 23, 1981)

\* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

Table 1. Chemical compositions of the steels studied (wt%).

	No	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	N	O
Low C steel	1	0.04	0.54	2.10	0.007	0.005	0.019	0.33	tr	0.0067	0.0011
	2	0.03	0.51	1.96	0.007	0.005	0.019	0.32	0.08	0.0043	0.0033
	3	0.03	0.47	1.96	0.008	0.006	0.024	0.31	0.11	0.0049	0.0022
	4	0.03	0.45	1.99	0.007	0.006	0.016	0.29	0.20	0.0042	0.0020
High C steel	5	0.08	0.53	2.08	0.009	0.005	0.035	0.30	0.06	0.0052	0.0020
	6	0.07	0.52	2.05	0.009	0.005	0.031	0.34	0.10	0.0050	0.0027
	7	0.06	0.52	2.06	0.009	0.004	0.038	0.29	0.15	0.0064	0.0017



1 0.03%C-2.0%Mn-0.3%Cr-0%Ti, 4 0.03%C-2.0%Mn-0.3%Cr-0.08%Ti, 6 0.07%C-2.0%Mn-0.3%Cr-0.10%Ti  
 Photo. 1. Microstructures of C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti steels coiled at 550 and 650°C.

度をJIS法によつて測定した。変態組織をカーボン・プラスチック2段レプリカ法および薄膜法により電顕観察した。また変態挙動は富士電波工機製フォーマスター熱膨張計によつて測定した。

## 2.2 実験結果

### 2.2.1 高 Mn-Ti 鋼の機械的性質およびマイクロ組織におよぼす C, Ti 量の影響

Fig. 1 に C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti 鋼の引張強さ (TS) および降伏比 (YR), Fig. 2 に破断伸び (El) および切り欠き伸び (Eln) におよぼす Ti 量の影響を示す。Ti 量の増加に伴つて TS および YR は全体

に上昇傾向にあるが低 C 材 (0.03%C) の 650°C 巻き取りでは Ti 約 0.1% 以上で低下している。また低 C 材の場合, TS は同一 Ti 量でかつ同一巻き取り条件の高 C 材 (0.08%) のそれに比べて低いが, El はやや高く, Eln は高くなっている。また低 C 材の YR は Ti 量が 0.1% 以上で飽和する傾向がある。Fig. 3 に TS と El および Eln の関係を示す。(以下, TS-El バランス, TS-Eln バランスと記す。) 同一 TS で比較すると低 C 材の Eln は高 C 材のそれに比べて高いが TS-El バランスは Ti 量によつて異なっており, とくに No. 4 の Ti=0.20% の El は低くなっている。Fig. 4 に各供試

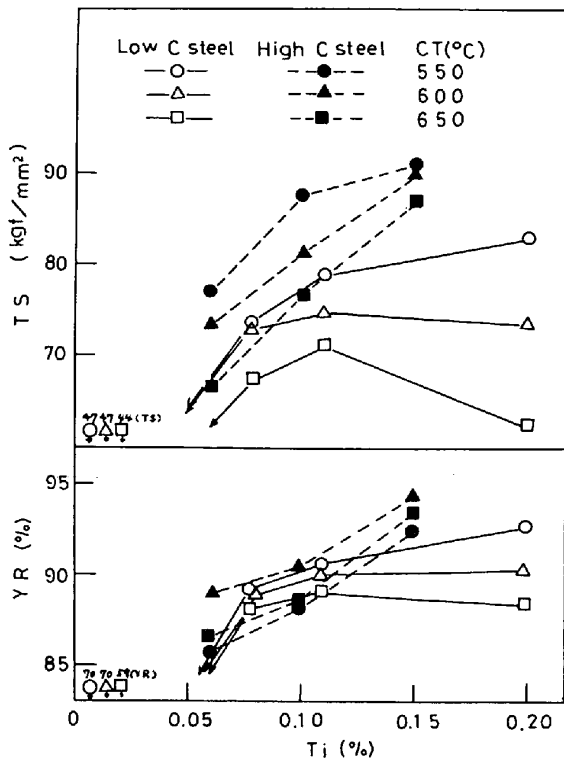


Fig. 1. Effect of Ti content on ultimate tensile strength (TS) and yield ratio (YR) for C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti steels. CT : coiling temperature

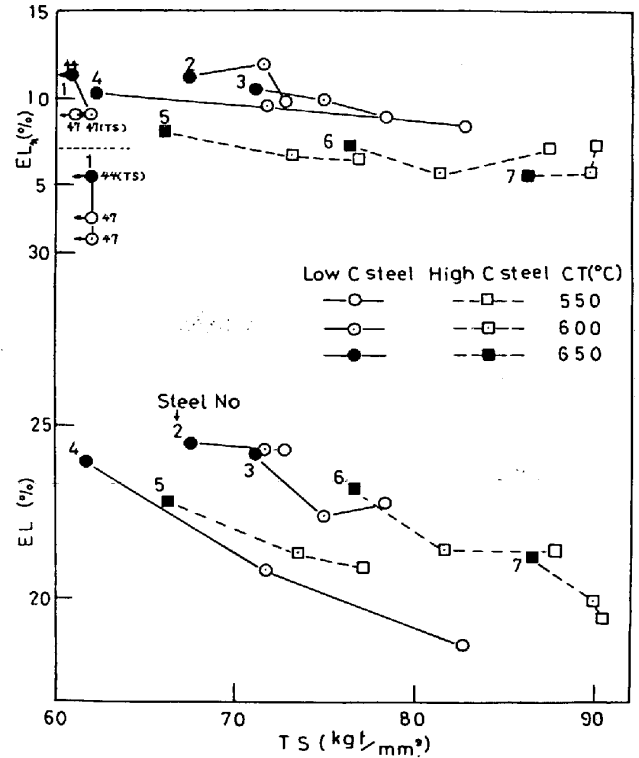


Fig. 3. Relations between TS and EL, ELn of C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti steels.

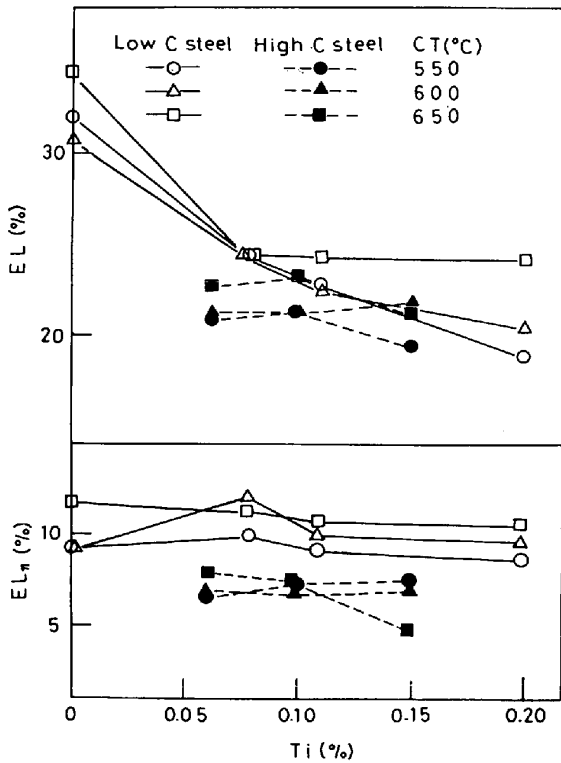


Fig. 2. Effects of Ti content on elongation (EL) and notch elongation (ELn) for C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti steels.

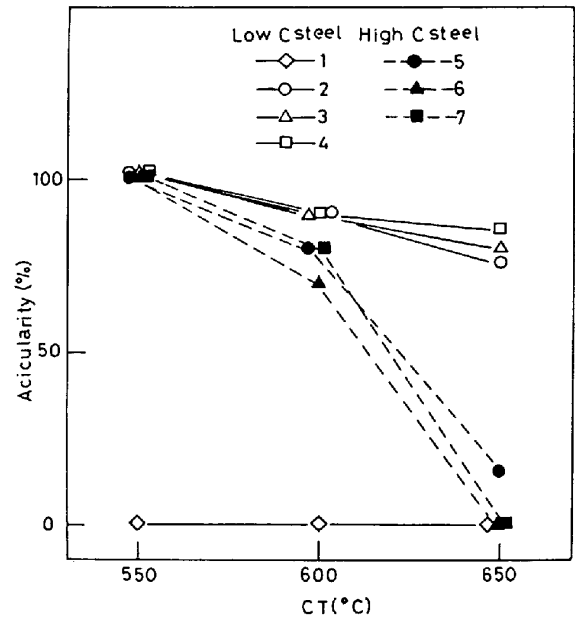


Fig. 4. Relation between coiling temperature (CT) and Acicularity of C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti steels. Acicularity : area fraction of acicular ferrite structure and upper bainite structure

材のアシキュラーフェライトの面積率 (以下アシキュラリティと記す. ベイナイト組織を含む) を巻き取り温度に対してプロットした. アシキュラリティはポリゴナルフェライトの面積率から算出した. No. 1 の低 C-Ti 無添加鋼はいずれの巻き取り温度においてもアシキュラ

リチは0%であるが、Tiを微量添加するとアンキュラリチが著しく高くなる。また低C材では650°Cの高巻き取り温度で処理した場合にもアンキュラリチが高いが高C材ではきわめて低い。Photo. 1に低C材および高C材の550°Cおよび650°C巻き取り時のマイクロ組織の一例を示す。低CのTi無添加材の組織はいずれも粗大なポリゴナルフェライトとパーライトからなっているのに対して、Ti添加材はアンキュラフェライト組織である。一方、高C材においては高巻き取り温度でフェライト・パーライト組織、また低巻き取り温度ではPhoto. 2に示すようなインターラスマルテンサイト<sup>2)</sup>を含む上部ベイナイト組織である。Fig. 5に無加工時のCCT曲線を示す。低C材のBs点は高C材に比べて、100°C程度上昇している。Table 2に600°C巻き



Photo. 2. Plastic-carbon 2 stage replica image of 0.07%C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-0.10%Ti steel coiled at 550°C.

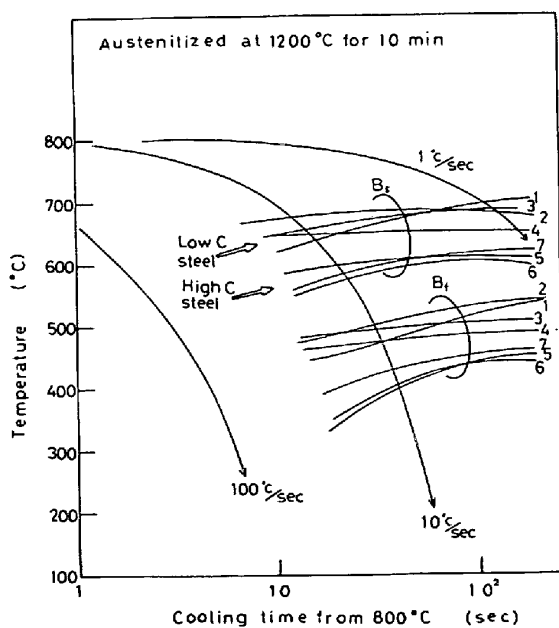


Fig. 5. CCT diagram of C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti steels.

取り材の清浄度の測定結果を示す。高C-Ti添加材と低C-Ti無添加材でA系介在物が認められる。

## 2.3 考察

### 2.3.1 低温変態組織におよぼすTi, C量の影響

アンキュラフェライト(ベイナイト)などの低温変態組織と靱性の関係は数多く報告されているがその延性との関係についての研究はほとんどない。特に靱性に関するものもNb鋼が主体でありTi鋼に関する報告は少ない。本研究は含Tiの低C-高Mn鋼における組織と強度、延性との関係について調べたものである。アンキュラリチは合金成分によつて大きな影響を受け、例えばC, Mnなどによつても影響を受け<sup>9)</sup>、微量Tiの添加により連続冷却時のオーステナイトの変態温度が低下するとの報告もある<sup>4)5)</sup>。以上を考慮すれば低C-高Mn-Ti鋼においても低温変態組織が得られる根拠は十分にあると考えられる。事実、Fig. 4において低C-Ti無添加鋼(No. 1)は100%ポリゴナルフェライト組織であるのに対して、0.08%Ti添加(No. 2)によつてポリゴナルフェライトを若干含むアンキュラフェライト組織となることからTiはC, Mnのある一定量の存在下では低温変態組織形成の促進元素になり得ることを示唆している。一方Ti添加した低C材は比較的高い巻き取り温度(650°C)においても高いアンキュラリチを有する。これは低C化によるBs点の上昇<sup>6)</sup>(Fig. 5)と対応している。

### 2.3.2 強度-延性バランスにおよぼす低温変態組織の影響

強度-延性バランスという観点からの低温変態組織の研究は少ないが、筆者らの研究<sup>7)</sup>によると、延性(引張応力下の破断伸び)の向上に対して、低温変態組織による強化は各種強化法の中では有効な方法とは言えない。この原因は主として一様伸びの劣化に起因する<sup>7)</sup>。一方このような変態組織の場合は焼なましによつて延性が回復する<sup>8)</sup>ことから一様伸びの劣化は低温変態生成物付近のひずみ場の影響と考えられる。以上の理由から低温変態組織鋼の延性改善方法として(1)細粒化によつて局部伸びの改善を図る<sup>7)</sup>。(2)低温変態組織をできるだけ高温で生成させ、マトリックスの転位密度を下げ一様伸びを改善する。の2点が考えられる。一方、TSの主要な構成要素である低温変態組織中の第2相として存在する島状マルテンサイト<sup>9)</sup>の低減が延性の向上に対して望ましいと考えられる。その理由はマトリックスと第2相の延性の相違を考慮すれば、延性破壊の後期の延性(局部延性)に対してマトリックスとマルテンサイトの界面がポイドの核生成サイトとなる可能性があるからである<sup>10)</sup>。

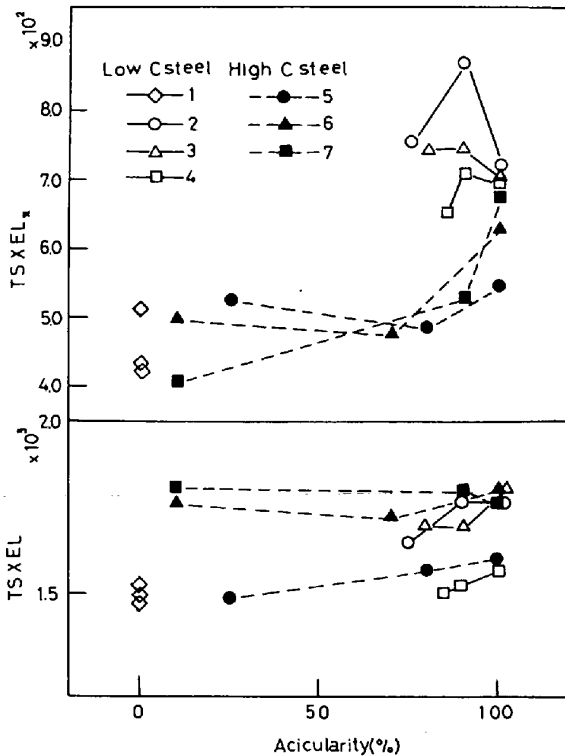


Fig. 6. Relations between acicularity and TS×EL, TS×Eln of C-0.5%Si-2.0%Mn-0.3%Cr-Ti steels.

Fig. 6 はアシキュラリティと強度-延性バランスの関係を Fig. 1~Fig. 4 をもとにプロットしたものである。ここで TS-EI バランスは TS×EL<sup>11)</sup> で又 TS-Eln バランスは TS×Eln<sup>12)</sup> で評価した。TS-Eln バランスのアシキュラリティ依存性は供試鋼によつて若干異なつており、高C材においては高いアシキュラリティの場合に向上している。この原因はアシキュラリティの増大による結晶粒の微細化とパーライトの減少が著しく促進されることによるものと考えられる。

一方、比較的高いアシキュラリティにおいて、低C材の TS-Eln バランスは高C材のそれに比較して高い。この場合、低C材は典型的なアシキュラーフェライト組織であるのに対して高C材は上部ベイナイト組織であ

Table 2. Amounts of non-metallic inclusions\*(%).

	No	dA	dB	dC	d
Low C steel	1	0.025	0	0.008	0.033
	2	0	0.017	0.075	0.092
	3	0	0.017	0.092	0.109
	4	0	0.004	0.079	0.083
High C steel	5	0.008	0.012	0.104	0.124
	6	0.008	0.012	0.117	0.137
	7	0.004	0.017	0.129	0.150

\* JIS method(JIS G 0555)

$$d = dA + dB + dC$$

dA: amounts of inclusions formed by viscous deformation during working.

dB: amounts of inclusions formed by granular inclusions discontinuously and collectively in the working direction.

dC: amounts of inclusions formed by irregular dispersion without viscous deformation.

り、このことから直ちに、TS-Eln バランスに対してアシキュラーフェライト組織が有利であると結論づけられない。なぜなら両鋼のCレベルが異なることから、局部延性に影響をおよぼす介在物、とくにA系介在物が高C-Ti 添加鋼で認められるからである (Table 2)。このA系介在物はとくに高 Mn 鋼で Ti の活量がC濃度の増加に伴つて減少したため Ti の硫化物が十分形成されず MnS として残留したものと考えられる<sup>13)</sup>。TS-EI バランスはアシキュラリティが増加しても TS-Eln バランスのような改善効果は認められない。このような TS-EI バランスの挙動はアシキュラリティの増加、すなわち細粒化の促進による局部延性の改善はあるものの、一様伸びの劣化が関係していることを示唆している。この延性劣化は(1)転位密度の増大(2)析出強化の促進がその原因として考えられる。前者については Photo. 3 の低C材の 650°C および 550°C 巻き取り材の薄膜電顕写真から低温巻取材のほうが転位密度が高いことがうかがえる。以上をまとめると、アシキュラリティの増大に伴つて TS-Eln バランスは向上するが TS-EI バランスはほとんど変化しない。このような組織強化の延性に対する影響の中でとくに、TS-EI バランスの挙動は、ポリ

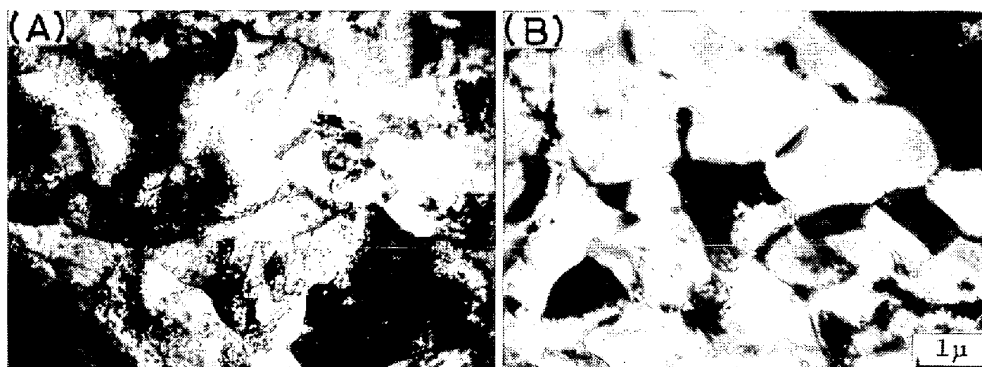


Photo. 3. Electron microstructure of 0.03%C-0.5%Si-2.0%Mn-0.08%Ti steel (thin foil method).

ゴナルフェライトと第2相ベイナイトの混合組織の延性に関する研究結果<sup>11)</sup>、すなわちベイナイト面積率の減少に伴って TS-EI バランスが改善されるという事実と相違しており、これは化学成分、熱延条件などの実験条件の相違に基づく第2相ベイナイト組織の形態などが異なるためであろう。

以上の考察から、とくに伸びフランジ成形のようなきびしい局部延性が要求される高加工用に対しては 0.03% C-高 Mn-Ti 鋼を 600°C~650°C の温度で巻き取ることにより十分なアンキュラリティが得られ高い延性が確保できるものと考えられる。一方、曲げ加工程度の用途に対しては 0.08% C-高 Mn-Ti 鋼を比較的低温(550°C)で巻き取ることによつて十分な性能を期待しうる。また、Ti 添加量に関しては十分なアンキュラリティを確保するために 0.08% 以上は必要であり、強化能および TS-EI バランス、TS-Eln バランスを考慮すれば Ti/C で 2~3 となるように添加するのが望ましい。このようにアンキュラーフェライト鋼およびベイナイト鋼は局部延性にすぐれた組織強化鋼でありさらに注目すべきは TS-EI バランスが劣化しないということでありこのことは加工用高張力鋼板として実用上意義深いものと考えられる。

### 3. 工場試作と製品特性

70, 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級冷間加工用熱延鋼板の基礎的検討結果に基づき、高加工用 70 kgf/mm<sup>2</sup> 鋼および曲げ加工用 80 kgf/mm<sup>2</sup> 鋼の工場試作を行つた。その化学成分を Table 3 に示す。これらの鋼はいずれも Ti をより有効に強化に寄与せしめるため Ca 処理を行つている。

Table 3. Chemical compositions of mill trial steels (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	Ca	N	O
70 kgf/mm <sup>2</sup> Class	0.041	0.57	1.86	0.005	0.003	0.30	0.040	0.076	0.0027	0.0079	0.0016
80 kgf/mm <sup>2</sup> Class	0.08	0.50	1.80	0.012	0.006	0.30	0.033	0.14	0.0030	0.0055	0.0041

Table 4. Hot rolling conditions and mechanical properties of mill products.

	Hot rolling conditions				Tensile Properties*3					Bending property*5 R=0.5t	Stretch flanging property λ*6(%)
	FT*1(°C)	CT*2(°C)	thickness (mm)	Direction	YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	YR(%)	EI(%)	Eln*4 (%)		
70kgf/mm <sup>2</sup> Class	930	600	3.2	L	68.7	75.2	91.4	21.5	9.0	Good	86.2
				T	71.0	76.1	93.3	20.7			
80kgf/mm <sup>2</sup> Class	910	550	3.2	L	73.4	83.8	87.6	22.0	5.7	Good	28.0
				T	74.0	85.1	87.0	21.2			

\*1 FT: Finishing temperature

\*2 CT: Coiling temperature

\*3 JIS Z 2201—No. 5 Specimen

\*4 JIS Z 2201—No. 5 Specimen with a 2 mm v-notch in the Midsection

\*5 100 mm wide bend Specimen (180° bending)

\*6 Hole expanding limit,  $\frac{d-d_0}{d_0} \times 100$

$d_0$ : initial hole diameter (punched hole, 10 mm  $\phi$ )

$d$ : expanded hole diameter by conical punch (30°)



Photo. 4. Example of truck crane booms.

Table 4 に工場試作材の熱延条件およびコイルの代表的な位置における母材特性を示す。高加工用 70 kgf/mm<sup>2</sup> 鋼は穴拡がり率が 86.2% ときわめてすぐれていること、曲げ加工用 80 kgf/mm<sup>2</sup> 鋼は曲げ半径 0.5t (t: 板厚) の加工に耐える良好な曲げ加工性を有していることがわかるが、後者はトラッククレーンのブーム材の実成形においても良好な曲げ加工性を示している。実成形品の一例を Photo. 4 に示すが、疲労限度比も黒皮まま母材部で 50% 以上のすぐれた疲労特性を示し、溶接継手についても引張特性は母材と同等レベルであり、曲げ加工性も十分に実用に耐えるとの多くの実績を得ている。

### 4. ま と め

70, 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級冷間加工用熱延鋼板について十分

な強度とすぐれた冷間加工性（主として局部延性）を有する熱延鋼板の製造条件の検討と実生産を行つた。得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) 硫化物系非金属介在物の形態制御，析出強化，細粒化強化および変態組織強化を図る上で Ti を 2.0% Mn 鋼に添加することが延性のすぐれた 70 および 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級鋼板を得るにきわめて有効である。

(2) 切り欠き延性を向上させるにはアスキュラリティをできる限り高めるために Ti を 0.08% 以上添加することが必要である。

(3) C量は要求される加工性に応じて調整し，伸びフランジ性のごとき高加工性が要求される場合にはC量を低減することがきわめて有効である。すなわち

高加工用 70 kgf/mm<sup>2</sup> 鋼の場合，C≒0.03%

曲げ加工用 80 kgf/mm<sup>2</sup> 鋼の場合，C≒0.08%

(4) 巻き取り温度はアスキュラリティに大きな影響をおよぼすのでC量に応じた適正温度を選定する必要がある。すなわち

高加工用 70 kgf/mm<sup>2</sup> 鋼の場合，600°C～650°C

曲げ加工用 80 kgf/mm<sup>2</sup> 鋼の場合，≒550°C

#### 文 献

- 1) 松藤和雄，下村隆良，大沢紘一，由田征史，内田恭彦：日本鋼管技報，61 (1973)，p. 11
- 2) L. J. HABRAKEN and M. ECONOMOPOULOS: "Transformation and Hardenability in Steels"

Symposium Proceedings, (1967), p.69 [Climax Molybdenum Company of Michigan and University of Michigan]

- 3) Y. E. SMITH, A. P. COLDREN, and R. L. CRYDERMAN: 「鋼の強靱性」 Symposium Proceedings, (1971), p. 103 [日本クライマックス・モリブデナム・デベロプメント社]
- 4) L. MEYER, H. E. BÜHLER, and F. HEISTERKAMP: Thyssenforschung, 3 (1971), p. 8
- 5) J. HERTEL and G. ROBUSH: Arch. Eisenhüttenw., 48 (1977), p. 329
- 6) W. STEVEN and A. G. HAYNES: JISI, 183 (1956), p. 349
- 7) 白沢秀則，小林 洋，自在丸二郎：鉄と鋼，67 (1981)，p. 2208
- 8) A. P. COLDREN, R. L. CRYDERMAN, and M. SEMCHYSHEN: "Steel Strengthening Mechanisms" (1969), p. 17 [Climax Molybdenum Company, Zürich]
- 9) 寺沢 健，東山博吉，関野昌蔵：「鋼の強靱性」 Symposium Proceedings (1971), p. 103 [日本クライマックス・モリブデナム・デベロプメント社]
- 10) N. J. KIM and G. THOMAS: Met. Trans. A, 12A (1981), p. 483
- 11) 須藤正俊，橋本俊一，神戸章史：鉄と鋼，67 (1981)，S 541
- 12) 自在丸二郎，高橋康雄：鉄と鋼，67 (1981)，S 1197
- 13) L. MEYER, F. HEISTERKAMP, and D. LAUTERBORN: A. T. H. special report "Titanium as a strengthening and sulfide-controlling element in low-carbon steels"