

## 論 文

チタン添加熱延鋼板の加工熱処理法による  
強靱化と加工性の向上国重和俊\*・長尾典昭\*<sup>2</sup>・松岡 孝\*・浜松茂喜\*<sup>3</sup>Strength, Low Temperature Toughness and Formability of  
Thermo-mechanically Treated Ti-bearing Steel Sheet

Kazutoshi KUNISHIGE, Noriaki NAGAO,

Takashi MATSUOKA and Shigeki HAMAMATSU

## Synopsis:

Hot strip mills can be used for thermo-mechanically treating steels through various processing parameters of rolling and coiling. A laboratory simulation was carried out to study the relationship between the coiling temperature, microstructure, and mechanical properties of controlled rolled Ti-bearing steel. Decrease of a coiling temperature from 600°C to a low temperature such as 400°C significantly improved formability as well as low temperature toughness with a small change in strength.

This type of steel is strengthened mainly by TiC precipitation before coiling, especially during controlled rolling. The steel coiled conventionally at 600°C is strengthened further by additional TiC precipitation during slow cooling after coiling, while the steel coiled at about 400°C is hardened by bainite transformation instead of by such TiC precipitation. The bainite strengthening is responsible for improving formability and low temperature toughness.

The laboratory studies have led to the success in the production of 80 kgf/mm<sup>2</sup> grade Ti-bearing steel with excellent formability and low temperature toughness.

## 1. 緒 言

熱延ミルの特徴は、高速連続圧延、ホットランテーブル上の水冷却と巻取り後の自然徐冷にあり、従つて熱延ミルを圧延ままで急冷・徐冷の適用が可能な加工熱処理装置と見ることができる。近年、精力的に開発された各種自動車用高強度薄鋼板 (Dual Phase 鋼板<sup>1)~4)</sup>、フェライト・ベイナイト鋼板<sup>5)</sup>、フェライト・微細パーライト鋼板<sup>6)7)</sup> など) は、いずれも熱延ミル固有の加工熱処理的效果を積極的に活用 (熱延後急冷して著しく低い温度で巻き取る方法を適用) して、強度と加工性の向上を得ることに成功したものである。

Ti 添加熱延鋼板は、一般に約 600°C で巻き取られて製造されている。その冶金的背景は巻取り後の自然徐冷中に生じる TiC の析出強化作用により鋼の強化を狙うところにある<sup>8)~12)</sup>。確かに、この温度域で巻き取る強化方法は、製造上有利なこと (例えば、変形抵抗が小さいので巻取りが容易であるなど) が多いが、中板や厚板サイズの Ti 添加熱延鋼板の製造方法としては低温靱

性、加工性の点で必ずしも優れたものとは言いにくかつた。

本報では、前記熱延ミル固有の加工熱処理的效果を最大限に活用することを考えて、Ti 添加熱延鋼板について検討を行った。その結果、製造条件、特に巻取温度、微視組織と強度特性 (強度、低温靱性) や加工性との関係を解明するとともに、従来法とは製造条件、強化機構ともに非常に異なる新しい種類の加工性・強靱性とも優れた非調質 Ti 添加 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級熱延鋼板の製造方法を確立したのでこれらについて述べる。

## 2. 実験方法

Table 1 に示す化学組成を有する 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級 Ti 添加鋼を 150 kg 真空溶解炉を用いて溶製した。真空溶解炉を用いたのは Ti 添加鋼の場合強度特性上空素の低下と酸素の低下が必要である<sup>11)</sup>ため、また P 量を二水準 (通常の P 含有鋼と低 P 鋼) としたのは熱延鋼板の材質に P が大きく影響することが知られている<sup>13)</sup>からである。鍛造後 75 mm 厚×100 mm 幅×80 mm 長の小鋼片

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 9 月 28 日受付 (Received Sep. 28, 1984)

\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagasuhondori Amagasaki 660)

\*<sup>2</sup> 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\*<sup>3</sup> 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Al	N	O
1	0.09	0.29	1.39	0.024	0.003	0.60	0.16	0.031	0.0031	0.002
2	0.09	0.29	1.40	0.005	0.004	0.62	0.15	0.039	0.0032	0.002

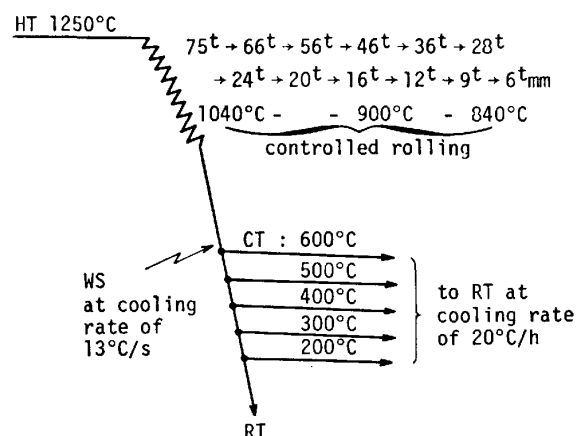


Fig. 1. Laboratory simulation method for hot-strip rolling (HT: heating temperature, WS: water spraying, CT: coiling temperature).

を切り出して、Fig. 1 に示す 6 mm 厚熱延シミュレーション実験を行った。ここでは、制御圧延直後約 13°C/s の水冷却を所定の温度まで行い、更に引き続いてその温度に保持中の炉に投入して 20°C/h の徐冷を行った。その温度を実験室における巻取温度として、600~200°C まで変化させた。室温巻取りは室温まで水冷却したものである。なお、圧延に関しては実験室の圧延機を用いているので、実機のような高速連続圧延状態は再現できていない。

強靱性を調査するために、圧延方向に板厚中心位置より 2 mm 厚 JIS 13 号 B 試片および 5 mm 厚 V ノッチシャルピー試片を採取した。また、加工性能を調査するために板の両面を切削した 4 mm 厚の圧延方向に対して直角方向の曲げ試片 (別名 C 曲げ試片; 4 mm 厚 × 50 mm 幅 × 125 mm 長、端面は機械切削のものとせん断ままのもの二種類) とやはり両面を切削した 2 mm 厚の穴広げ試験片 (2 mm 厚 × 95 mm 角, 14 mm $\phi$  ポンチ穴, クリアランス 7.5%) を採取した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 強度と低温靱性

Fig. 2 に、強度に及ぼす巻取温度の影響を示す。低温巻取りほど大引張強さ (TS) は向上するが、詳細には約 500°C で一度強度低下を生じた後に再度強度が上昇する傾向にある。降伏点伸び (YPE) は、300°C 以

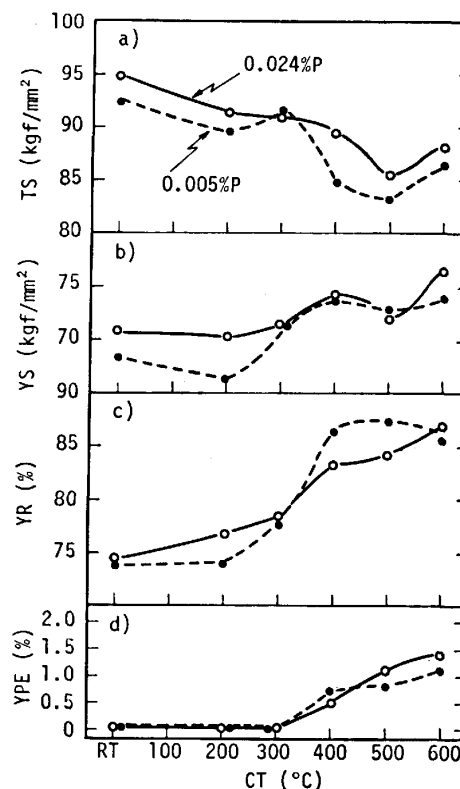


Fig. 2. Effect of coiling temperature (CT) on the longitudinal tensile properties of the Ti bearing steels.

下で消失しこれと対応して、降伏強さ (YS) も 300°C 以下で低下気味であり、この関連で降伏比 (YR) も 300°C 以下ではかなり低くなっている。本実験結果より、Ti 添加鋼を 300°C より高い温度で巻き取る方法により、熱延ままでも YS で設計される構造物に有利な高降伏点型の調質型 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級鋼板 (YS $\geq$ 70 kgf/mm<sup>2</sup>, TS $\geq$ 80 kgf/mm<sup>2</sup>)<sup>14)</sup> と同等の強度特性が得られることがわかる。

Fig. 3 に、シャルピー特性に及ぼす低温巻取りの影響を示す。破面遷移温度 ( $vT_s$ ) は 300°C まで降下し、それより低い温度では逆に上昇する。0°C の吸収エネルギー ( $vE_0$ ) は 600°C から 400°C に向けて上昇し、それより低い温度では飽和あるいは室温でやや劣化の傾向にある。シャルピー破面に生じる試験温度中最大のセパレーション数 (Max. No. of separation)<sup>13)</sup> は、400~300°C にて著しく減少し 200°C 以下では再度少し発生する傾向にある。また P 量の影響を見ると 600°C 巻取

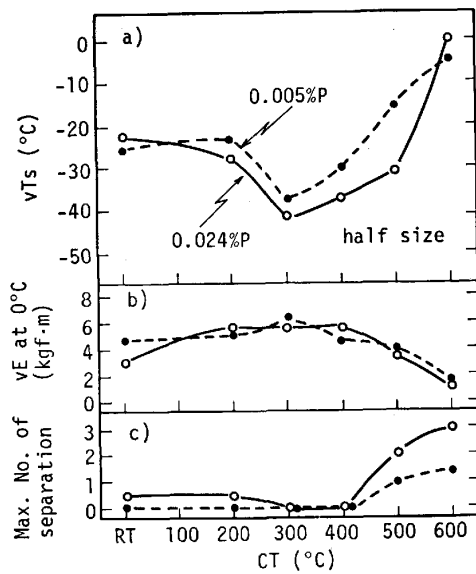


Fig. 3. Effect of coiling temperature on the longitudinal Charpy properties of the Ti bearing steels.

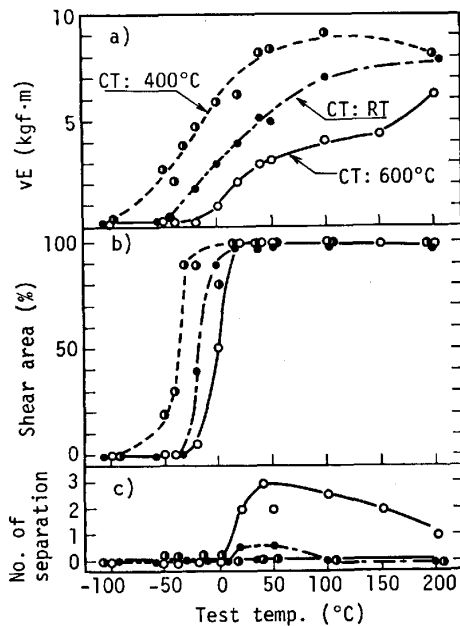


Fig. 4. Change of the longitudinal Charpy values of the Ti bearing steel (steel 1) with testing temperature.

りでは、0.024% P 鋼でこの数が多いが、400°C 以下では P による差異は小さい。なお、600°C、400°C、室温巻取りの 0.024% P 鋼に関する全試験温度のシャルピー特性値を Fig. 4 に示す。

以上の結果より、通常実施される約 600°C 巻取りよりかなり低い温度である約 400°C で巻き取ると優れた強靱性が得られることが判明した。

3.2 加工性

Fig. 5 に、各種加工性能試験結果を示す。端面を機

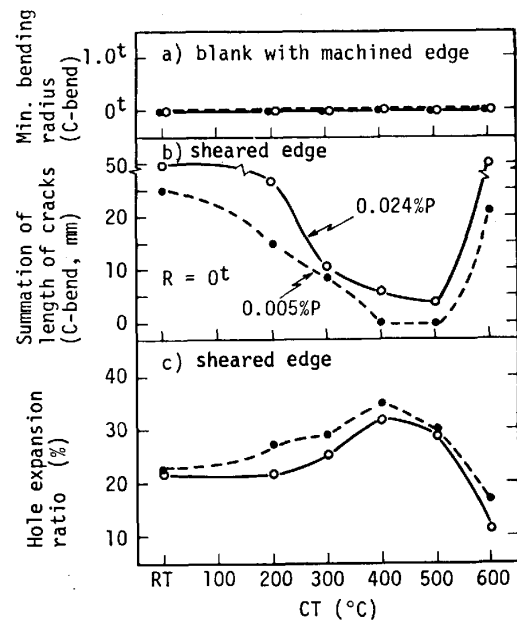


Fig. 5. Effect of coiling temperature on the values of various formability tests in the Ti bearing steels.

械切削した、いわゆる JIS 規格に準拠した C 曲げ試験では、巻取温度によらずすべて密着まで可能であるが、実用上重要なシャープ端面を有する素材の C 曲げ試験では、シャープ端面から発生する割れのため密着曲げは容易でない。シャープ端面を有する C 曲げ試験および穴広げ性能試験とも 500~300°C 巻取りで優れた結果を得た。

以上より、加工性に関しても前節の低温靱性の場合と同じく約 400°C 巻取りで優れていることが判明した。なお、Fig. 5 に示すように、400°C 巻取りの場合は 600°C 巻取りほどには、P による影響は少ないが、低 P 鋼の方が加工性においてやや優れていると言える。

3.3 微視組織観察

Photo. 1 に、巻取温度による光顕組織(ナイタル腐食)の変化を示す。なお、P 量の差による組織の変化が少なかったため、ここでは通常の P 含有(0.024%)鋼の場合を示す。600°C 巻取り材は大略フェライト単相組織(Photo. 3-a も参照)で、粒界は腐食むらを起こしている。この腐食むらは、本報のように Ti 添加量の多い通常巻取り材によく見られるものである<sup>11)</sup>。他方、400°C、室温巻取り材ではフェライトの細粒化に加えて、低温巻取組織が混入している。透過電顕観察の結果、400°C 巻取り材はベイナイト組織(Photo. 2)であり、また室温巻取り材ではマルテンサイト組織が混入していた。

Photo. 3 に、通常の 600°C 巻取り材と強靱性及び加工性が共に良好だった 400°C 巻取り材の抽出レプリカ

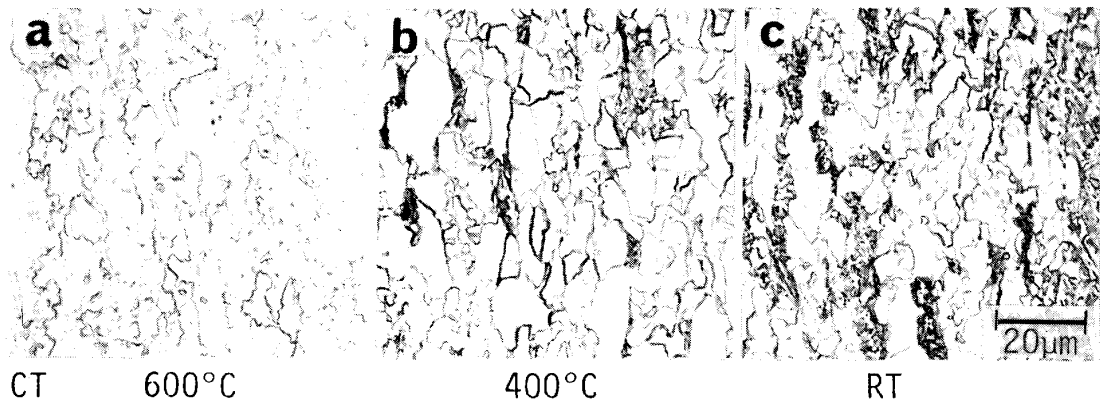


Photo. 1. Microstructural change of the Ti bearing steel (steel 1) with coiling temperature.

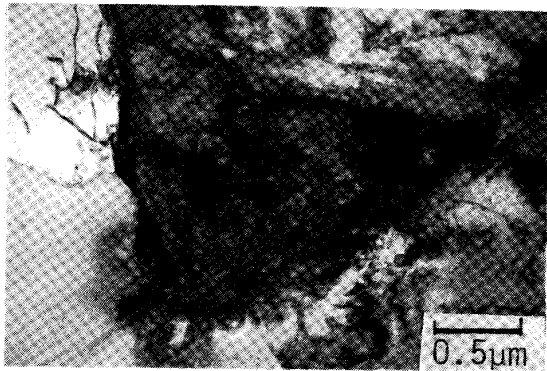
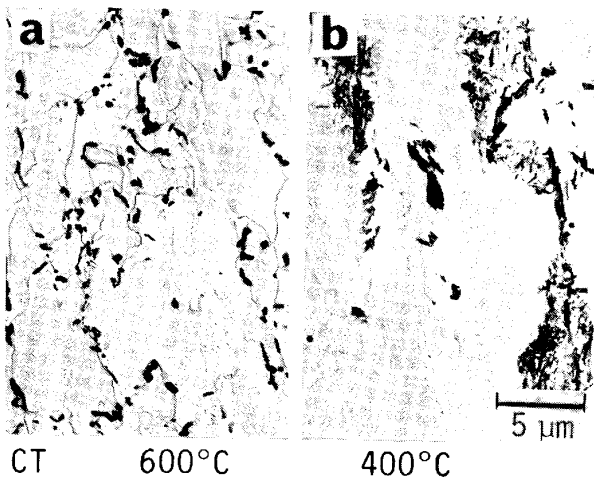


Photo. 2. Electron micrograph of the Ti bearing steel (steel 1) coiled at 400°C.



extraction replica

Photo. 3. Electron micrographs of Ti bearing steel (steel 1) with the different coiling temperatures.

組織を比較して示す。600°C 巻取り材の微視組織は、フェライト、粒界のセメンタイト、更に基地中に無数に存在する TiC の析出物から成り立っている。またフェライト粒界近傍には PFZ (Precipitation Free Zone) を

生じている。他方、400°C 巻取り材では、粒界セメンタイトに替わってベイナイト組織が生じ、加えて粒界近傍の PFZ もないなど、600°C 巻取り材と 400°C 巻取り材では微視組織が非常に異なることが判明した。

#### 4. 考 察

##### 4.1 強靱化機構

通常の 600°C 巻取り材と比較して、400°C 巻取り材の強度はほぼ同じであるが低温靱性は非常に優れている。これは微視組織から推定されるように強化機構の差異によるものであると考えられた。すなわち、600°C 巻取り材では巻取り後の徐冷中にフェライト地中に整合析出する TiC の脆化型の二次析出強化を付加的な強化機構としているのに対して、400°C 巻取り材では巻取温度が低いためにこのような析出強化は抑制され、析出強化としては巻取り以前の特に制御圧延中に析出する非脆化型の分散強化<sup>1)</sup>を主に利用して、強度の不足する部分を低温変態に基づく強化(詳細には、巻取り後の徐冷中に焼もどしを受けた低温靱性上有利なベイナイト状組織による強化)により補ったものとなっていることが推察された。これを確認するために Fig. 6 の調査を行った。600°C 巻取り材では、フェライト単相組織となっているが、塩酸不溶性 Ti 量、すなわち析出 Ti 量が多くフェライト地は硬いのに対して 400°C 巻取り材では、析出 Ti 量は少なくフェライト地は軟質となっているが硬質な第二相(ベイナイト組織)が混入している。各相の硬度と体積率から 600°C と 400°C 巻取り材の強度を逆に推定すると、600°C 材は 100.2 kgf/mm<sup>2</sup> (フェライト相)、400°C 材は 97.1 kgf/mm<sup>2</sup> (フェライト相+ベイナイト相;  $92.4 \text{ kgf/mm}^2 \times 0.76 + 111.8 \text{ kgf/mm}^2 \times 0.24$ ) となりいずれも実測値 (Fig. 2) より約 10 kgf/mm<sup>2</sup> 高くなるが、両者ともほぼ同じ強度となり本実験結果とよい対

応がある。また両者のフェライト地の強度差約 10 kgf/mm<sup>2</sup> を二次析出強化に基づくとするとその  $vT_s$  の差は約 40°C<sup>15)</sup> となり本実験結果 Fig. 3 とよい一致を示す。また室温などの著しく低い巻取温度で低温靱性が劣化するの、焼もどされていないマルテンサイト組織の混入や固溶Cの増大<sup>16)</sup>に基づくと推定された。

以上の議論より、600°C 巻取り法に比較した 400°C 巻取り法の強化機構は Fig. 7 のようにまとめられる。

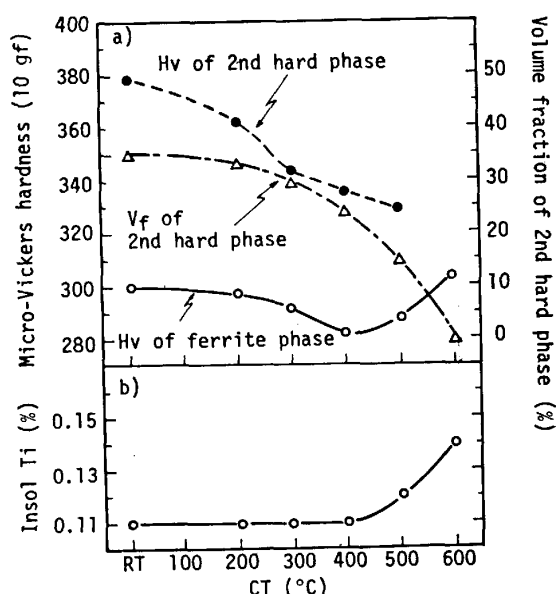


Fig. 6. Changes of volume fraction of 2nd phase and hardness in ferrite and 2nd phases and change of (1+1) HCl insol Ti with coiling temperature in 0.16%Ti bearing steel (steel 1).

#### 4.2 加工性の向上機構

通常の 600°C 巻取り材では、端面を切削した素材の曲げ性能は極めて優れており密着まで可能であるが、実用上重要なシャー端面付素材の曲げ性能や穴広げ性能は決して良くない。前者は Ti による介在物球状化作用<sup>8)9)11)</sup>によるものである。後者の原因を解析した結果を Fig. 8 に示す。すなわち、シャー端面近傍になんらかの欠陥があつて、冷間加工をするとその欠陥を起点として割れを生じると考えられる。その欠陥導入の原因としてシャーリング方法と材質の両者が考えられるが、ここでは材質の観点から考察した。その欠陥としてシャーリング時に生じる端面の厳しい加工に基づく微小割れと低温靱性の劣化が考えられた。このような観点から、熱

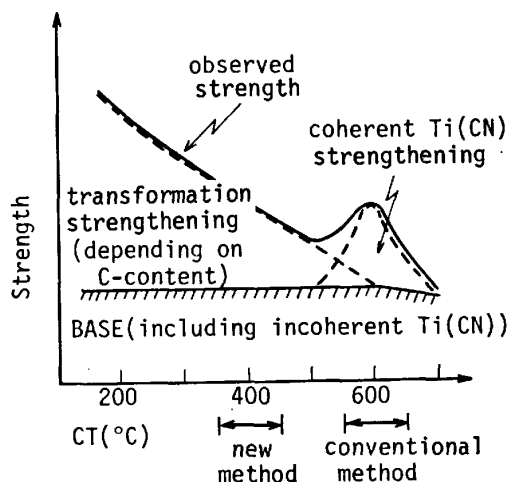


Fig. 7. Change of strengthening mechanism with coiling temperature.

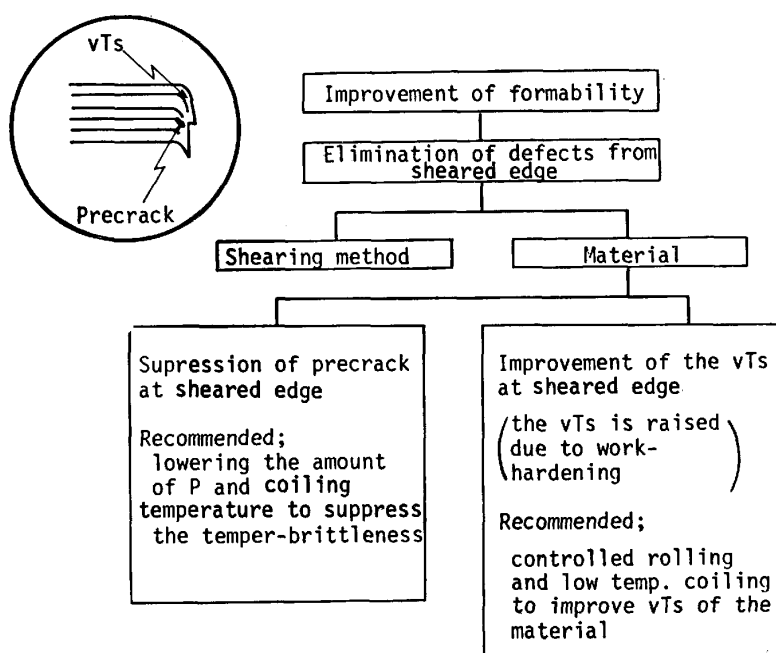


Fig. 8. Analysis for improving formability of blank with sheared edges.

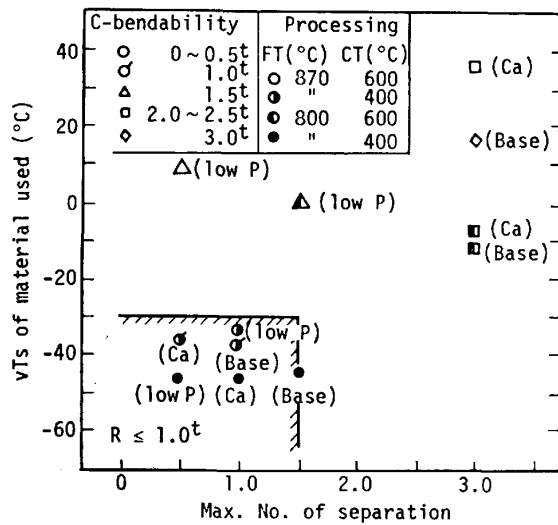


Fig. 9. Relationship between formability of blanks with sheared edges and their Charpy properties. (steels used: ①0.16%Ti-0.024%P, ②0.15%Ti-0.005%P, ③0.15%Ti-0.020%P-Ca)

延条件、成分の異なる熱延実験を新たに加えた。その結果を Fig. 9 に示す。シャープ端面付素材の加工性は、素材の  $vT_s$  が低いほどまたセパレーションの数が少ないほど良好となつている。これは ①シャープ端面近傍の  $vT_s$  は素材の  $vT_s$  が低ければ相対的に低いことまた ②熱延コイルに生じるセパレーションは巻取り後の徐冷中に生じる P の粒界脆化によるもの<sup>13)</sup>でセパレーション数が少ないほどシャープ端面近傍の微小割れも少ないなどが関係していると推察される。

以上より、600°C 巻取り材に対して 400°C 巻取り材のシャープ端面付素材が良好な加工性を示したのは、 $vT_s$  が良好であると共に粒界が脆化していないためとの結論を得た。なお、熱延コイルの場合粒界脆化はセパレーションを生じるので、必ずしも  $vT_s$  の劣化を意味しない<sup>13)</sup>。

600°C 巻取り材の穴広げ試験割れ部分の観察において粒界割れが認められている。

#### 4.3 400°C 巻取り法の冶金的背景

Ti 添加鋼に制御圧延法（ここでは  $\gamma$  の未再結晶域で圧延を終了した。というのは  $\gamma + \alpha$  二相域での圧延は大きい異方性を生じるためである）を適用しても通常の 600°C 巻取りでは低温靱性、加工性などは不十分である。それに対して制御圧延後急冷して 400°C 巻取りを行うと強度は 600°C 巻取り材とほぼ同じであるが低温靱性と加工性は大幅に向上する利点があつた。

この 400°C 巻取り法の冶金的背景について微視組織の変化から考察した。その結果を Fig. 10 に示す。すなわち、①フェライト粒の微細化と脆化型の二次析出強化の抑制に基づく  $vT_s$  の向上、②粒界セメンタイト、

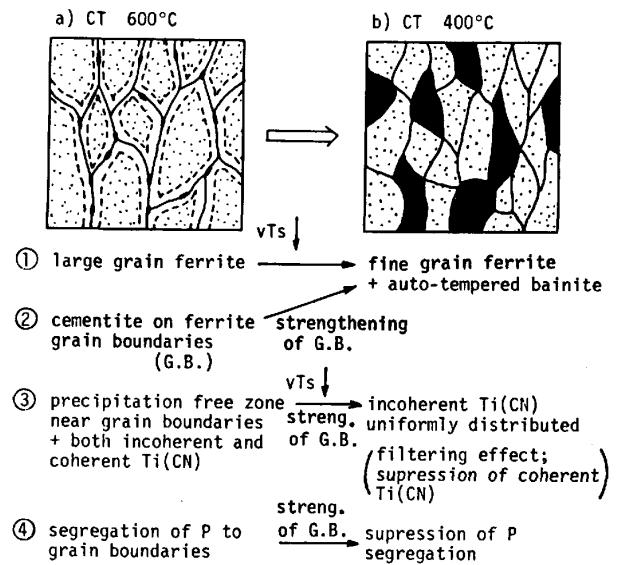


Fig. 10. Explanation for the improved mechanical properties of Ti bearing steel through low temperature coiling.

粒界近傍の PFZ の消失および P の粒界偏析の抑制に基づく粒界割れの抑制、更に③巻取り後に生じる二次析出強化に替わつてベイナイト組織による強化、以上三点から 400°C 巻取り法の強靱化と加工性の向上機構（特に、シャープ端面を有する素材の場合）が説明される。

また、Ti の析出挙動の観点から述べると、通常の 600°C 巻取りに対して 400°C 巻取りのような圧延後急冷して低温巻取りする方法は制御圧延中に析出する強靱性上好ましい非脆化型の分散析出物を主に残存させ、靱性上好ましくない脆化型の二次析出物を抑制し除去するいわば“filtering effect (Fig. 10)”とでも称することができる有益な作用を有している。更に、この二次析出に相当する量の固溶 Ti は低温変態（例えば、ベイナイト変態）強化作用としても活用が可能であるなどかかる低温巻取り法は強靱性・加工性上好ましい冶金的特徴を提供すると言える。

#### 5. Ti 添加 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級熱延鋼板の現場製造<sup>17)</sup>

高速連続圧延機を有する実機ミルにおいても前記実験結果の妥当性が確認された。Table 2 と Table 3 に現場製造例を示す。溶接性能も十分考慮した低炭素の Mn-Ti-Cr 系鋼に対して、制御圧延・制御冷却・低温巻取り（約 450°C）を行い、微視組織を微細なフェライト・ベイナイトとした優れた加工性を有する降伏強さで 70 kgf/mm<sup>2</sup> 以上の 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級非調質強靱性熱延鋼板の製造が可能となつた。

Table 2. Chemical composition of 80 kgf/mm<sup>2</sup> grade manufacturing trial (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Al	N	O
0.11	0.52	1.60	0.010	0.002	0.52	0.074	0.034	0.0032	0.002

Table 3. Mechanical properties of manufacturing trial (4.5 mm thick).

Direction	Tensile properties (JIS-No. 5)				Bending property (sheared edge) R=0.5 t	$\sqrt{T_s}$ (°C) 3 mm size Charpy
	YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	YR (%)	EL (%)		
Longitudinal	72.3	86.4	83.7	19.1	good	-87
Transverse	76.2	89.5	85.1	17.7	good	-95

## 6. 結 言

析出強化を特徴とする Ti 添加高張力鋼を用いて、制御圧延後急冷し更に巻き取る熱延のシミュレーション実験を行つた。その際の巻取温度と微視組織と強度特性(強度、低温靱性)や加工性の関係を解明すると共に、加工性・強靱性の優れた鋼板を得るために熱延ミル固有の加工熱処理的効果を最大限に活用する方法を検討した。

得られた主要な結果は次のとおりである。

(1) 通常の 600°C 巻取り材と比較して、400°C 巻取り材では強度の変化は少ないが、低温靱性と加工性(特にシャ-端面付素材)が大幅に改善されることを見出した。

(2) 600°C 巻取り材は、制御圧延中に析出する非脆化型の分散強化と圧延後、特に巻取り後の徐冷中にフェライト地中に整合析出する TiC、つまり脆化型の TiC による二次析出強化を付加的な強化機構とするのに対して、400°C 巻取り材では、前記分散強化に加えて、自己焼もどしベイナイ組織(二次析出強化は抑制され少ない)により補足的に強化されることを明確にした。

(3) シャ-端面付素材の加工性の向上のためには、シャ-面近傍の欠陥抑制の観点から、母材のシャルピー特性である  $\sqrt{T_s}$  の低下(シャ-面近傍の  $\sqrt{T_s}$  低下)とセパレーション発生の抑制(熱延コイルの場合は P の粒界脆化に起因する。従つてシャ-面近傍の微小割れの抑制)が重要であることを指摘した。

(4) 600°C 巻取り材と比較した 400°C 巻取り材における加工性の向上は、低温巻取りに基づく  $\sqrt{T_s}$  の低下に加えて粒界セメントタイト、粒界近傍の TiC に関する PFZ の消失および P の粒界偏析の抑制(この意味で、P 含有量の低下もよい)などによる粒界割れ抑制作

用によることを明確にした。

(5) 前記知見に基づき、従来法とは巻取温度も微視組織も非常に異なる加工性と低温靱性の優れた Ti 添加 80 kgf/mm<sup>2</sup> 級熱延鋼板の製造法を確立した。

終わりに、本研究の遂行に際し激励を賜つた住友金属工業(株)中央技術研究所副所長、行俊照夫博士、更に現場試作に対して御協力を賜つた鹿島製鉄所関係各位に対して深謝致します。

## 文 献

- 古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 65 (1979), A189
- 杉沢精一, 浜松茂喜, 菊池浩平, 国重和俊: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1256
- 間野純一, 西田 稔, 田中智夫, 加藤俊之, 青柳信男, 山田信男: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1297
- 大北智良, 細谷佳弘, 中岡一秀: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1313
- 須藤正俊, 岩井隆房: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1185
- 林 豊, 国重和俊, 長尾典昭, 杉沢精一, 塩川昌男: 日本金属学会会報, 23 (1984), p. 270
- 国重和俊, 長尾典昭, 林 豊, 高 隆夫, 浜松茂喜: 住友金属, 36 (1984), p. 149
- L. MEYER, F. HEISTERKAMP and G. STRASSBURGER: Sympo. Low Alloy High Strength Steels, Nuremberg (1970), p. 9
- M. KORCHYNSKY and H. STUART: 同上, p. 17
- J. D. GROZIER: Proc. Microalloying 75, Washington (1975), p. 241
- 国重和俊, 杉沢精一, 菊池浩平, 豊田祐次, 増井淑郎: 住友金属, 31 (1979), p. 290
- 自在丸二郎, 高橋康雄: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1333
- K. KUNISHIGE, M. FUKUDA and S. SUGISAWA: Trans. ISIJ, 19 (1979), p. 324
- 井関祥浩, 濟木捷郎, 大谷泰夫, 渡辺征一: 住友金属, 27 (1975), p. 399
- 国重和俊, 橋本 保, 行俊照夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 63
- 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 浜松茂喜: 住友金属, 33 (1981), p. 497
- 杉沢精一, 浜松茂喜, 田山義男, 高谷春雄, 国重和俊: 住友金属, 37 (1985), p. 157