

UDC 669.14-462 : 669.14.018.295.656.56 : 621.771.016.2 : 621.785.79
: 539.3/.4

論 文

制御圧延による高靱性高強度厚肉熱延コイルの開発

国重 和俊*・高橋 政司*²・杉沢 精一*³・濱中 禎雄*⁴

Development of Heavy Gauge Hot Coils with High Strength and Excellent Low Temperature Toughness by Controlled Rolling

Kazutoshi KUNISHIGE, Masashi TAKAHASHI, Seiichi SUGISAWA, and Tadao HAMANAKA

Synopsis:

Steel plate used for line pipe is produced by both plate and hot-strip mills. Controlled rolling is used in both type of mills to obtain a good combination of strength and low temperature toughness. A laboratory simulation method for producing coiled-strip and plates is devised, taking account of a great difference in thermal conditions after finish-rolling.

The results in laboratory test reveals that microstructure and precipitation of carbonitride in the simulated hot coils differ from those in the air-cooled plates, and these lead to different controlling practices between hot-strip and plate mills.

For niobium bearing steel, bainitic transformation occurs in hot-coils by rapid cooling on runout table. To avoid the embrittlement caused by a bainitic structure, carbon content should be reduced to the level similar to that of acicular ferrite steel and also the slab-reheating temperature and rough rolling temperature should be lowered.

For vanadium bearing steel, lowering the slab-reheating temperature in the middle position of the length is recommended to prevent the embrittlement caused by vanadium carbonitride precipitation during slow cooling especially in that position after coiling.

The manufacturing trials of 14.3 mm thick heavy gauge coils are carried out, using 0.14%C-Nb-V steel and 0.04%C-1.9%Mn-Nb-Mo-Ca steel. Both steels are found to meet API-X70 strength with excellent low temperature toughness.

1. 結 言

従来から高い強度と優れた低温靱性を具備したラインパイプ用素材を得るために、制御圧延法の検討が精力的になされている。ここでは、圧延機的能力等設備仕様の点で制御圧延法の適用が比較的容易なプレートに関する研究^{1)~4)}が重点的にとりあげられてきた。そして、このプレートは一般にストレート・シーム・パイプに供されている。しかし、生産効率の点で有利なスパイラル・シーム・パイプ用素材を対象とした圧延コイルへの制御圧延法の適用^{5)~10)}も注目されている。

これまでに行われてきた熱延コイルの研究は、連続式仕上圧延機の制約より、低温度域圧下がプレートの圧延

の場合ほど大きくとれないとの理由もあり、オーステナイト(γ)粒微細化を目的とした粗圧延工程における制御圧延に関する検討^{6)~10)}が多かった。最近、熱延コイルの制御圧延法として、圧延機的能力の限界に近いと思われる γ とフェライト(α)の二相共存温度域で仕上圧延を行う検討¹⁰⁾(変態域圧延法¹¹⁾または二相域圧延法¹²⁾と呼ばれる)も開始されている。しかし、熱延コイルとプレートの製造工程を比較した場合、冶金的な見地から圧延後の熱履歴が大いに異なるが、この点に着目した研究は少ない¹³⁾。

著者らは、圧延後の熱履歴の差に着目した実験室的なシミュレーション圧延を行い、プレートと比較しながら高張力熱延コイルの強度と低温靱性に及ぼす成分、圧延

昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 4 月 18 日受付 (Received Apr. 18, 1980)

- * 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)
*² 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)
*³ 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)
*⁴ 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Mo	Al	N	Remarks
A	0.11	0.33	1.30	0.014	0.008	*	*	*	0.022	0.0080	Effects of rolling and cooling conditions were investigated
B	0.12	0.30	1.32	0.013	0.013	0.02	*	*	0.023	0.0067	
C	0.09	0.27	1.28	0.011	0.006	*	0.08	*	0.039	0.0099	
D	0.12	0.32	1.29	0.011	0.012	0.02	0.06	*	0.023	0.0085	
E	0.11	0.37	1.32	0.008	0.009	0.03	*	0.25	0.037	0.0090	
F	0.05	0.28	1.94	0.024	0.010	0.04	*	0.25	0.037	0.0052	Acicular ferrite type steel
Nb-V	0.10	0.30	1.31	0.007	0.007	0.03	0~0.24	*	0.030	0.0110	Effects of V or Mo in Nb-bearing steel were investigated
Nb-Mo	0.11	0.37	1.34	0.008	0.009	0.03	*	0~0.52	0.035	0.0090	

* Indicates "not added"

条件と巻取温度の影響を体系的に把握しようと努めた。

さらに実験室での検討結果に基づき低温靱性の優れた API (American Petroleum Institute) 規格 X 70 級厚肉熱延コイルを試作することができたので本報にて紹介する。

2. 実験方法

2.1 供試鋼種

高周波試験溶解炉により、Table 1 に示す化学組成を有する 200 kg の鋼塊を大気溶製した。第 1 区分の鋼は圧延条件と巻取条件の影響調査、第 2 区分の鋼はアンキユラーフェライト (AF) 鋼と呼ばれている鋼¹⁴⁾ の調査を主目的に溶製した。さらに第 3 区分の鋼では Nb 鋼における V と Mo の影響を調査し X 70 級の強度を有する熱延コイルを得る方法を検討した。

2.2 熱延条件と冷却条件

コイルとプレートの実験室的シミュレーション圧延の方法として、Fig. 1 に示す加工熱履歴を採用した。つまり、熱間鍛造後切り出した 82 mm 厚×58 mm 幅×120 mm 長の小塊を所定の温度で 20 min 以上均熱保持後、粗圧延に対応して鍛造により 28 mm 厚×80 mm 幅とした後仕上圧延として 4 パスで 11 mm 厚まで熱間圧延機

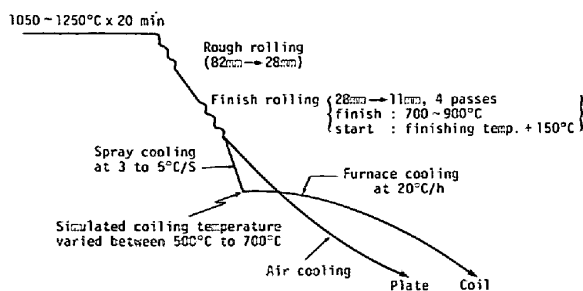


Fig. 1. Laboratory simulation of rolling and cooling process of coiled-strip and plate.

により圧下した。その際、均熱温度、鍛造温度、圧延温度をそれぞれ変化させた。コイルの場合圧延後の熱履歴として、ホットランテーブル (runout table) 上の急冷に匹敵する水スプレー冷却を所定の温度まで行い、その温度に保持中の炉に直ちに投入し、20°C/h の制御冷却を室温近くまで行い巻取後の徐冷にあわせた。その温度を実験室における巻取温度 (CT) と見なした。他方プレートの場合は圧延後空冷した。

2.3 試験の方法

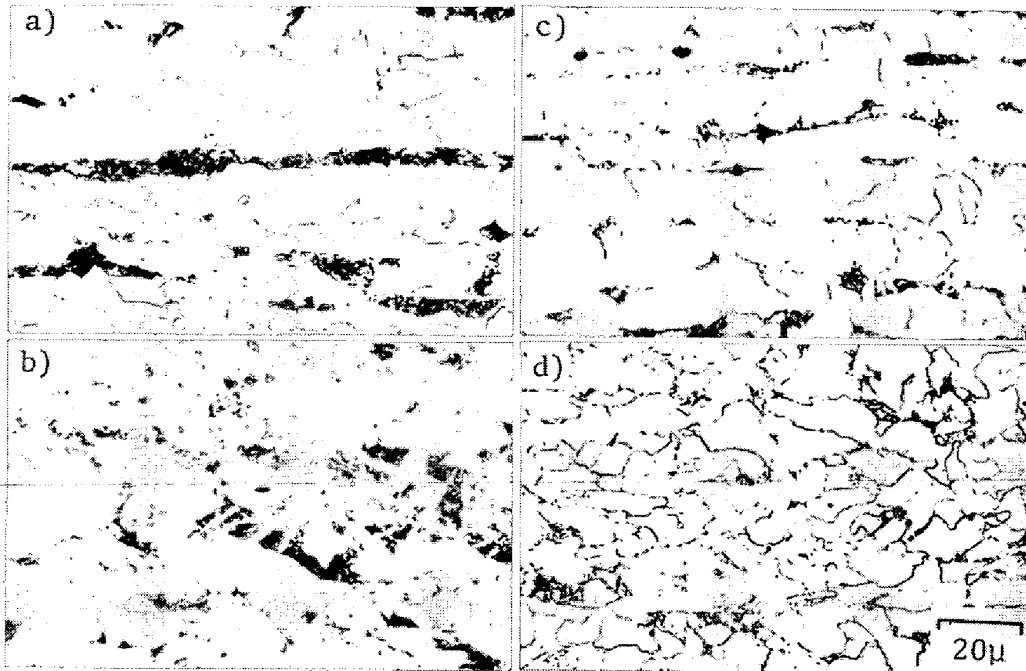
引張性質と低温靱性を調査するために、シミュレーション材からは JIS 5 号引張試片と JIS 4 シャルピー試片を圧延方向に採取した。現場試作材からは標点間距離 100 mm で平行部幅 25 mm の引張試片と同上のシャルピー試片を後述するとおり種々の方向から採取した。

また、シミュレーション材での降伏強さ (YS) として下降伏点あるいは降伏現象のないものについては比例限の値を用いた。現場試作材については永久歪 0.2% の耐力を用いた。他方、シャルピー破面遷移温度 ∇T_{rs} として 50% 延性破面率となる温度を用いた。

3. 実験結果

3.1 コイルとプレートの相違

Photo. 1 にシミュレーション圧延によつて得た Nb 鋼と V 鋼のコイルとプレートのマイクロ組織と機械的性質を示す。熱延条件としては通常の均熱温度 (HT) である 1250°C に加熱し炉出後直に粗圧延を行い更に空冷待ちをして仕上温度 (FT) が 800°C になるように仕上圧延を実施した。コイルは圧延後 CT 560°C にシミュレートし、プレートは空冷した。コイルの場合、Nb 鋼ではホットランテーブル上の急冷によるベイナイト状組織の混入があり、 ∇T_{rs} 上昇の問題がある。また V 鋼では、プレートの場合と比較して α 粒の微細化とパーライ



	YS (kg/mm ²)	∇T_{rs} (°C)
a) 0.02%Nb (steel B), plate	46.7	-58
b) 0.02%Nb (steel B), coiled at 560°C	48.3	-32
c) 0.08V (steel C), plate	47.0	-60
d) 0.08V (steel C), coiled at 560°C	49.7	-20

Photo. 1. Microstructural changes in Nb- or V-bearing steels cooled in different condition after finish rolling. All steels were heated to 1250°C and finish rolled at 800°C.

ト (P) の分散化が促進されているが、 ∇T_{rs} 上昇の問題つまり後述するとおり巻取後の徐冷中に生じる V(CN) による二次析出脆化の問題がある。

以上、同じ熱延条件でも、コイルはプレートと異なりマイクロ組織と炭窒化物の析出状況が違ってくるので、プレート圧延とは別にコイルでの制御圧延の研究が重要であることがわかった。

3.2 巻取後の冷却速度の影響

FT 800°C の後 560°C までは Fig. 1 と同じ急冷を行いその後空冷 (2400°C/h)、60°C/h と 20°C/h の炉冷の3種類の冷却を実施して、 ∇T_{rs} に及ぼす巻取後の冷却速度の影響を調査した。その結果を Fig. 2 に示す。なお、60°C/h と 20°C/h の冷却は単重約 18t のコイルにおける外周部とコイル中心部にそれぞれ相当する。

Nb 鋼では、巻取後の冷却速度が遅いほど ∇T_{rs} が低下し、V 鋼では反対に ∇T_{rs} が上昇している。両鋼とも HT の低下により ∇T_{rs} は大幅に低下するとともに冷却速度の影響は少なくなっている。

Nb 鋼にて、冷却速度が遅いと ∇T_{rs} が低下するのは、ベイナイト状組織が自己焼なましを受けるためと思われる。空冷条件では、引張試験時の荷重・伸び曲線上に降伏現象を生じないが、炉冷条件では降伏現象を生じるか

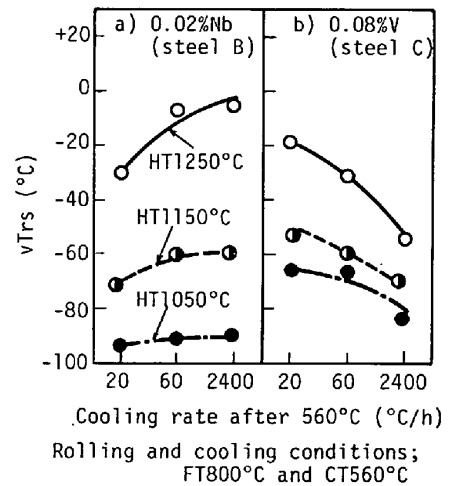


Fig. 2. Effect of cooling rate after simulated coiling temperature on Charpy transition temperature (∇T_{rs}) of Nb- or V-bearing steels.

らである。また HT を低くすると ∇T_{rs} が低くて冷却速度の影響が少なくなるのはマイクロ組織観察の結果、ベイナイト状組織の混入が少なくなり全面 α と P の組織に近づくためであることがわかった。

V 鋼での冷却速度の影響はマイクロ組織変化の立場からは説明できず V(CN) の析出挙動に起因するものと考えられる。

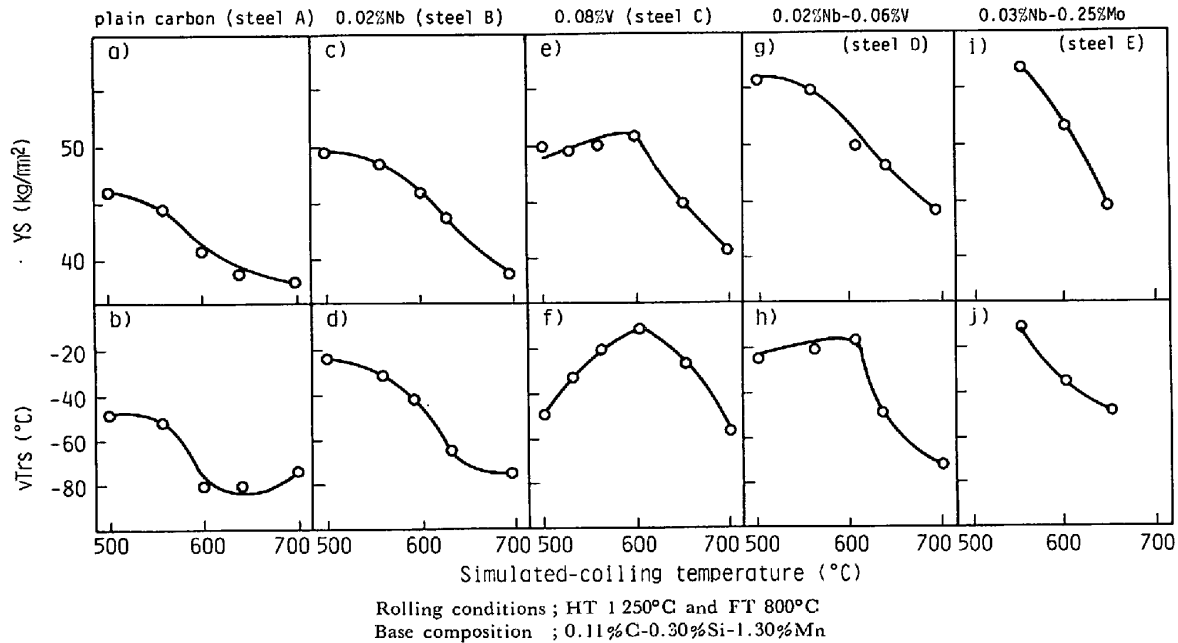


Fig. 3. Effect of simulated-coiling temperature on yield strength (YS) and vT_{rs} of various steels.

以上より、Nb 鋼とV 鋼では巻取後の冷却速度による vT_{rs} の変化が大いに違うことが判明した。

3.3 巻取温度の影響

Fig. 3 に種々の鋼の YS と vT_{rs} に及ぼす CT の影響を示す。熱延条件としては HT 1250°C, FT 800°C を実施した。

YS は、V 鋼以外全ての鋼で CT の低下により上昇の傾向が認められる。V 鋼は 600°C 以下にて若干 YS が低下する。他方 vT_{rs} は、普通炭素 (PC) 鋼以外の鋼では 600°C までは上昇 (劣化) する。600°C 以下で vT_{rs} が良好になるものは V 鋼であり、Nb-V 鋼では若干改善の傾向がある。その他の鋼は劣化の傾向にある。

次にマイクロ組織観察の結果を述べる。機械的性質に及ぼす CT の影響が大いに異なる PC 鋼、Nb 鋼と V 鋼のマイクロ組織変化を Photo. 2 に示す。PC 鋼の場合、CT 700°C では粗大な α と P の組織で P は圧延方向に帯状を呈しているが CT 600°C になるとこの組織が微細化しこのために YS が上昇し vT_{rs} が改善されると考えられる。更に CT 500°C の低温巻取となるとベイナイト状組織が混入し大きい YS 上昇と vT_{rs} の劣化を生じる。Nb 鋼の場合は CT 600°C からベイナイト状組織が混入しその量は CT の低下とともに増加して YS が上昇し vT_{rs} も劣化している。V 鋼の場合は PC 鋼と同じく CT 600°C までは α と P 組織で微細化しており 500°C では電顕観察にて判明し得る上部ベイナイト組織が混入していた。V 鋼の材質の変化はやはり前節と同じくマイクロ組織からは説明できない。

Photo. 3 に各鋼にてベイナイト状組織と称したものの電顕組織を示す。Photo. 3 の a) は CT 600°C の Nb 鋼を示す。針状 α と P の混合組織となっている。また b) は CT 500°C の Nb 鋼であるが針状 α と上部ベイナイトの混合組織となっている。c) は vT_{rs} が良好だった CT 500°C の V 鋼であるが初析 α と細粒の上部ベイナイトからなっている。

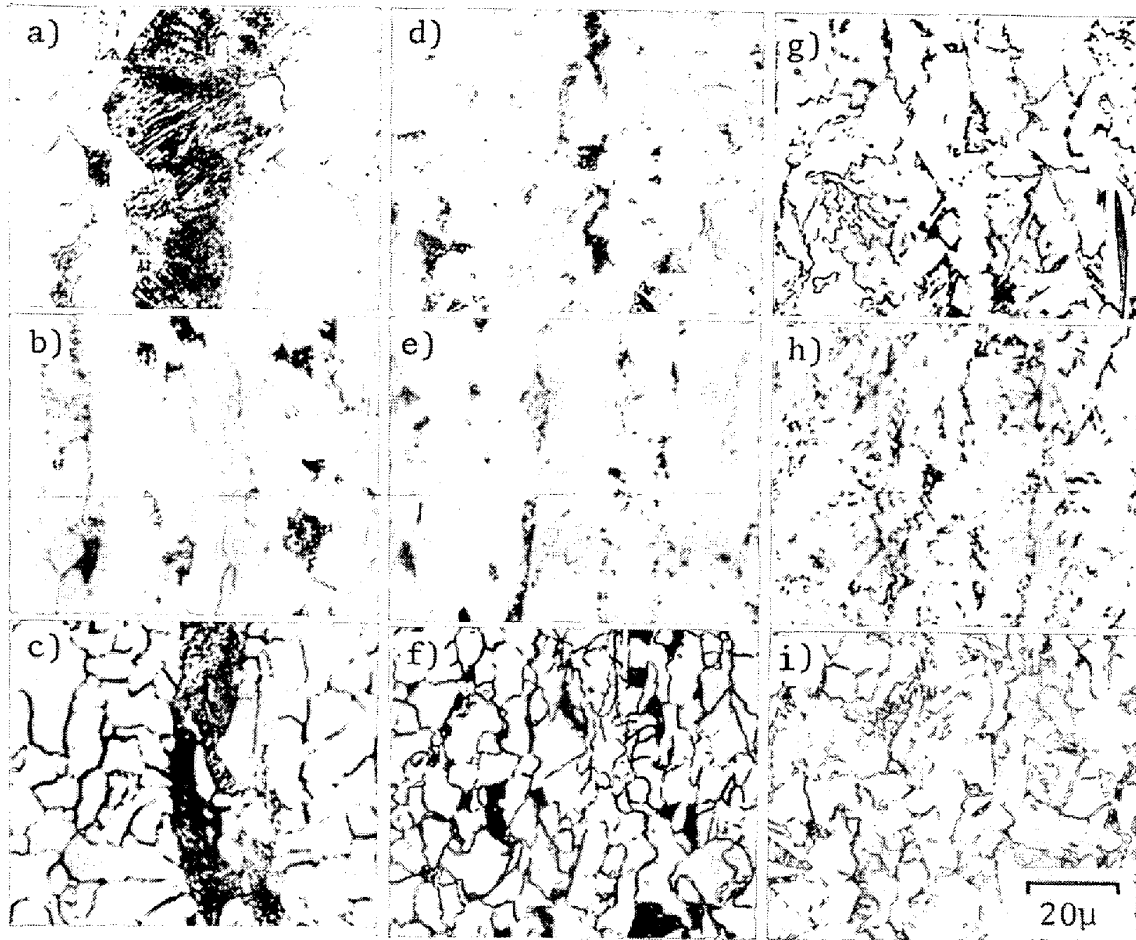
またマイクロ組織調査の結果、Nb-V 鋼は Nb 鋼とはほとんど同じ変化を示した。従って Nb-V 鋼の材質の変化は Nb 鋼の組織変化に V 鋼の析出挙動が重量したものと考えられる。Nb-Mo 鋼は Nb 鋼よりベイナイト状組織の混入が多い。これは Mo による焼入れ性効果のためである。

以上より、高強度、例えば 50 kg/mm² 以上の YS を得るためには、Nb-V 鋼または Nb-Mo 鋼にて 600°C 以下の低温巻取をすることが必要となるがベイナイト状組織が混入してきて大幅な vT_{rs} の劣化は避けられない。

3.4 仕上温度、加熱温度と粗圧延開始温度の影響

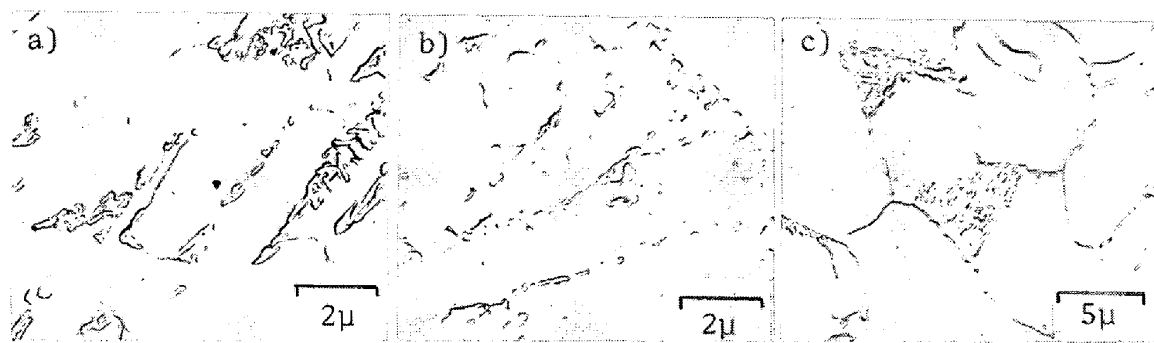
Fig. 4 の a) と b) に Nb-V 鋼を用いて HT 1250°C の場合における CT 560°C のコイルとプレートに対する FT の影響を調査した結果を示す。

FT の低下につれて、プレートでは従来から報告されているとおり YS の上昇と vT_{rs} の改善が確認される。しかしコイルでは YS の変化も少なく vT_{rs} に関しても 800°C 以下では変化は僅少である。プレートの場合には、 α と P 組織であり α 粒の微細化により材質の変化を説明できる。しかしコイルでは Photo. 4 の a) と b)



a), b), c) : CT 700°C, d), e), f) : CT 600°C, g), h), i) : CT 500°C
 a), d), g) : P. C. (steel A)
 b), e), h) : 0.02%Nb (steel B)
 c), f), i) : 0.08%V (steel C)
 Rolling conditions : HT 1250°C and FT 800°C

Photo. 2. Microstructural changes in plain carbon, Nb- or V-bearing steels with simulated-coiling temperature.

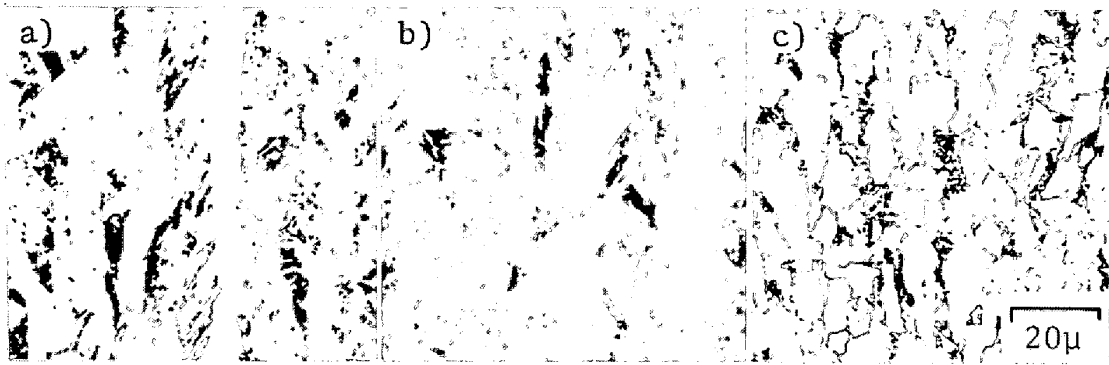


Acicular α + pearlite
 Acicular α + upper bainite
 Polygonal α + upper bainite
 a) CT 600°C (0.02%Nb), b) CT 500°C (0.02%Nb), c) CT 500°C (0.08%V)

Photo. 3. Electron micrographs of e), h) and i) shown in Photo. 2, showing bainitic structure in detail.

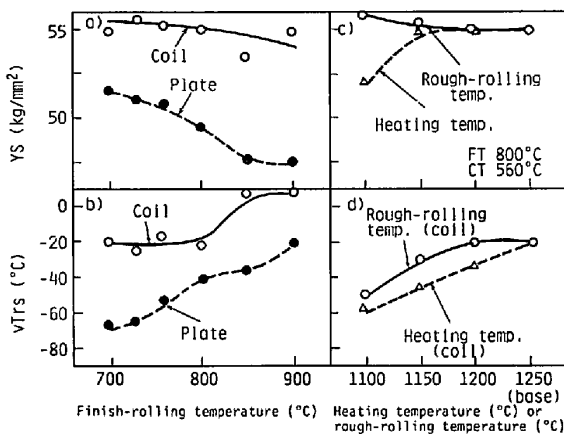
に示すとおりベイナイト状組織が混入していて、FT 700°Cでも大量に残存している。このために本実験のごとく HT 1250°C の場合には FT を低下させてもコイルの vT_{rs} は一定以上に良くならないものと考えられ

る。またコイルの YS は高く FT による変化が少ないのは、高い FT ではほぼ全面ベイナイト状組織でありまた低い FT でも細粒の初析 α とベイナイト状組織であつていずれの組織も高い YS をもたらすからである。



a) HT 1250°C, FT 800°C and CT 560°C (base)
 b) HT 1250°C, FT 700°C and CT 560°C
 c) HT 1150°C, FT 800°C and CT 560°C

Photo. 4. Microstructural changes in 0.02%Nb-0.06%V bearing steel with low finish-rolling or low slab heating temperatures.



Basic rolling and coiling conditions;
 HT 1250°C, FT 800°C and CT 560°C

Fig. 4. Effect of rolling condition on YS and vT_{rs} of 0.02%Nb-0.06%V bearing steel (steel D).

Fig. 4 の c) と d) に Nb-V 鋼を用いて、FT 800°C, CT 560°C のコイルに対する粗圧延開始温度 (RT) と HT の影響を調査した結果を示す。前者では、HT 1250°C として炉出後所定の温度まで空冷にて待ちその後粗圧延を実施した。後者では HT の低下に追従して RT は当然低下している。

いずれの場合でも温度を低下させると大幅に vT_{rs} が改善されることがわかる。RT 低下の方法では YS の低下はないが、HT 低下では YS の低下を生じる。しかし同じ温度で比較すると後者の方法が vT_{rs} の改善が大きい。Photo. 4 の c) に HT 1150°C の低温加熱の場合を例示するが、CT 560°C の低温巻取にもかかわらずベイナイト状組織の混入はほとんどなく細粒の α と P 組織となつている。RT が低い場合でも同じくベイナイト状組織の混入が軽減していることが確認された。

以上より、ベイナイト状組織の混入が生じる低温巻取のコイルの場合はプレートとは大いに違い FT を約 800

°C より低くしても vT_{rs} の改善は少なく HT とか RT を低くすることが良好な vT_{rs} を確保するために肝要であることが判明した。

4. 考 察

4.1 低温巻取の Nb 含有鋼にて生じるベイナイト状組織

PC 鋼, Nb 鋼, V 鋼に関して、 γ の再結晶挙動及び γ/α 変態挙動に及ぼす熱間圧延の影響を調査した報告²⁾¹⁵⁾¹⁶⁾によると、① γ の再結晶抑制作用は、Nb 鋼 > V 鋼 > PC 鋼の順に強い、② 変態前の γ 粒が大きく 5 番以下の場合には、初析 α はまず γ 粒界に生成するが、 γ 粒内には Nb 鋼 > PC 鋼 > V 鋼の順にベイナイト状組織を生じやすい、③ ベイナイト状組織が混入してくると脆化することなどが既に述べられている。

以上の報告と Photo. 5 に例示する圧延・冷却途上での焼入れ法による一連のマイクロ組織観察の結果から、HT 1250°C, FT \leq 800°C, CT 560°C の Nb 含有鋼の変態は次のように生じると考えられる。仕上圧延はその開始温度が 950°C 以下となるため未再結晶 γ 域の圧延となり、低温仕上ほど変形帯の導入とマイクロ歪の蓄積が増加するが、 γ の結晶方位などの相違により全ての γ 粒に対して均一に変形帯が導入されない。

このため変形帯の少ない個所が部分的に残存してその γ 粒から、560°C への急冷途上でベイナイト状組織を生じると思われる。また Nb-V 鋼が Nb 鋼と同じ変態挙動を示すのは、Nb(CN) の析出温度が V(CN) の析出温度より高く¹⁷⁾、更に Nb(CN) の析出挙動が γ の再結晶抑制作用に関与している¹⁶⁾ ためである。Nb-Mo 鋼は、Mo 添加によりベイナイト状組織が得られやすいという差異はあるが、Nb 鋼と同じく未再結晶状態が生じる。



a) HT 1250°C and FT 800°C
b) HT 1250°C and FT 700°C

Photo. 5. Microstructures show non-recrystallized austenite grains in steels finish-rolled at low temperatures.

他方、低温加熱あるいは低温粗圧延を行うと Table 2 に示すとおり、また西田らの報告⁵⁾にもあるとおり仕上げ圧延前の γ 粒が小さくなつて、ベイナイト状組織が消失し全面に比較的均一な細粒 α とP組織が得られ大幅な vT_{rs} の改善がもたらされたものである。このような γ 粒の微細化に重点を置いた制御圧延の効果は、Nb含有

Table 2. Measurement of austenite grain size in 0.02%Nb-0.06%V bearing steel before finish-rolling after various heating and rough rolling conditions.

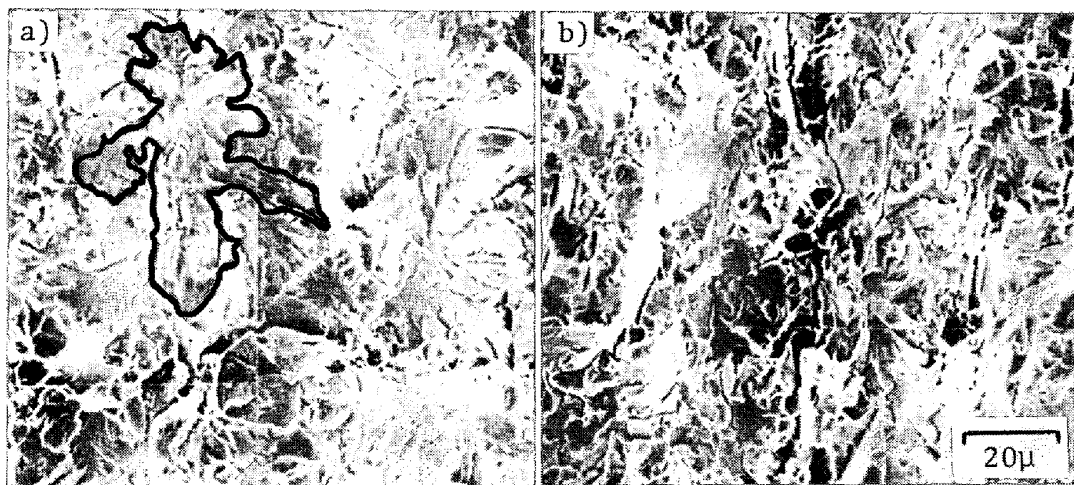
HT (°C)	1 250	1 250	1 150
Rough-rolling	No wait	Wait to 1 150°C	No wait
γ -G.S. No.	3.4	5.8	7.0

鋼、つまり Nb 鋼、Nb-V 鋼、Nb-Mo 鋼の全ての鋼について認められた。

次に AF 鋼と称され高靱性と高強度を有する¹⁴⁾とされる低 C-高 Mn-Nb-Mo 鋼に関して検討した結果を述べる。AF 鋼は C 含有量が少ないのでセメントサイトを少量しか含まないため前述のベイナイト状組織の Nb 含有鋼の場合よりは vT_{rs} が優れているが、HT の低下などによる“ γ 粒の微細化に重点を置いた制御圧延の効果”がやはり認められた。Photo. 6 に液体 N₂ 温度にて試験したシャルピー破面を示す。HT の低下で、 vT_{rs} に対して好しいとされる均一微細な破面¹⁸⁾を呈するようになった。

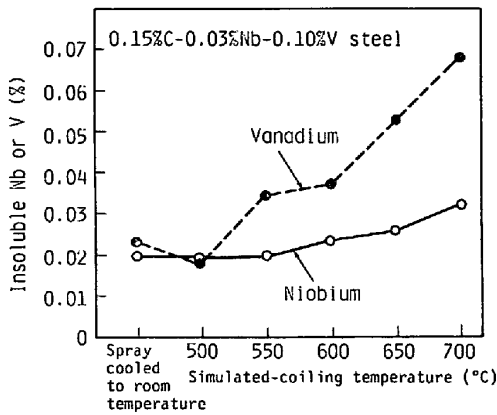
4.2 600°C 巻取の V 含有鋼で生じる脆化

巻取温度の影響を調査した 3.3 節の結果は、V 鋼の材質変化は、Nb 鋼と違ってマイクロ組織変化からは説明が困難であることを示した。Fig. 5 に Nb-V 鋼を用いて、Nb と V の析出量に及ぼす CT の影響を調査した結果を示す。Nb の析出量は含有量に対して相対的に多く CT による変化も少なく、他方 V の析出量は大きく変化をすることがわかる。これは、Nb(CN)の析出温度が V (CN) の析出温度より高いことに対応するもので、前者



a) HT 1250°C, FT 800°C and CT 580°C: YS 54.4 kg/mm², vT_{rs} -47°C
b) HT 1150°C, FT 800°C and CT 580°C: YS 53.1 kg/mm², vT_{rs} -100°C

Photo. 6. Coarse crack unit surface in acicular ferrite steel (steel F) is removed by lowering the slab heating temperature.



Steel composition ; 0.15%C-0.30%Si-1.28%Mn-0.03%Nb-0.10%V-0.035%Al
Rolling conditions ; HT 1250°C and FT 800°C

Fig. 5. Change in amounts of (1+1) HCl insoluble niobium or vanadium in steels simulated-coiled at various temperatures.

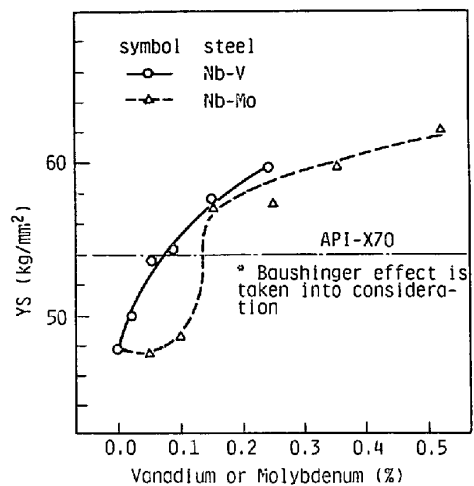
は圧延中に多く後者は巻取後の徐冷中に多く析出することを示している。しかし V(CN) の析出量が材質の変化に対応しないのは、電顕観察の結果高温巻取では材質に無関係な約 1000Å 以上に粗大化した析出物が増加したためであると判明した。また CT 600°C では、材質から判断して強度に有効なしかし脆化を生じる電顕でも観察し難い微細な析出物をもつとも増加しているものと推定された。なお著者ら¹⁹⁾は Nb(CN) のように圧延中(γ域)に析出しα地に対して非整合なため脆化を生じ難い析出物を分散析出物と称し、上記 V(CN) のように低温(α域)で析出しα地に対して整合なため脆化を起す析出物を二次析出物と称している。

V含有鋼での約 600°C 巻取における脆化を V(CN) による二次析出物による脆化とするなら、3・2 節の V鋼における CT 560°C 後の冷却速度の影響は次のように説明が可能である。つまり高温加熱の場合は冷却速度が遅いほど二次析出する V(CN) が多くなり vT_{rs} が劣化するが、低温加熱の場合には低温粗圧延中に歪誘起析出する析出物が増加して巻取後に二次析出する V(CN) の量が少なくなつて vT_{rs} に及ぼす冷却速度の影響が少なくなつたものと思われる。

また 3・4 節の Nb-V 鋼の低温熱条件での大きい強度の低下は主に Nb(CN) の未固溶粗大化に基づくが、それ以外に低温域粗圧延による Nb(CN), V(CN) の歪誘起析出も加算されて低下を生じたものと考えられる。

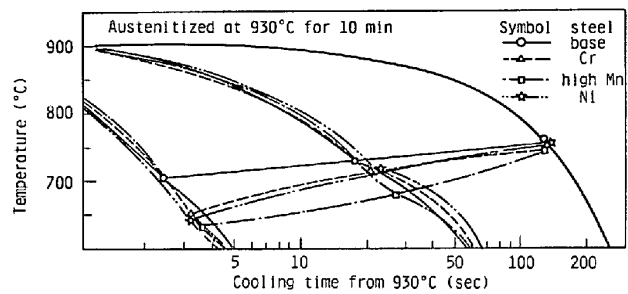
4.3 API 規格 X70 級熱延コイルに適した鋼種

実験室では実際に巻取っていないので、実操業のごとく巻戻し時に生じるバウシinger効果による圧延方向の YS の低下はない。その低下を約 5 kg/mm² と見積ると



Base steel : 0.10%C-0.35%Si-1.30%Mn-0.025%Nb
Rolling and cooling conditions :
HT 1180°C, FT 780°C and CT 560°C

Fig. 6. Effect of vanadium or molybdenum on the yield strength (YS)



Base steel : 0.10%C-0.30%Si-1.30%Mn-0.03%Nb-0.08%V-0.03%Al
Cr steel : 0.5%Cr added to the base steel
High Mn steel : 0.5%Mn was added to the base steel
Ni steel : 0.5%Ni added to the base steel

Fig. 7. Effects of Cr, Mn and Ni on the transformation temperature (A_{r3}) were investigated by dilatometric test (Formastor)

API 規格の X 70 を得るには、実験室の YS では 54 kg/mm² 以上が要求される。このためには、Fig. 6 に示すとおり Nb 以外に V, または Mo の複合添加を必要とする。V 添加の特徴は、少量の添加でしかも単純な強度上昇を示す。従つて X 70 の強度を得る成分調整が容易になる利点がある。しかし、600~550°C 程度が現状の低温巻取では二次析出する V(CN) に基づく vT_{rs} 劣化の問題があり、この対策が必要である。

他方、Mo 添加の特徴は、相当多い量まで強度に無効である欠点を有するが、Mo 添加による強化機構は、V による析出強化とは異なり変態強化が主体なので、AF 鋼のように C 量を低くすると高靱性と高強度が期待される。

また、Mn, Ni, Cr などの元素についても調査した。Fig. 7 の CCT 図に示すとおり、ホットランテーブル

上の急冷とかかる元素との相乗作用により、コイルでは大きい A_{r3} 点の低下を生じる。このため靱性の劣化を少なくしてプレートの場合より大きい強度上昇を生じることが別途確認されている²⁰⁾。

5. 現場試作

実験室での検討結果に基づき、0.14% C-Nb-V-Ni 鋼と 0.04% C-1.9% Mn-Nb-Mo-Ni-Ca 鋼を用いて 14.3 mm 厚 X70 級熱延高張力コイルを現場試作した。前者では V(CN) の二次析出脆化に基づくコイル中心部の vT_{rs} 上昇を抑制するためにスラブ長手方向中心部近傍の均熱温度を平均均熱温度より約 30°C 低下させる厳しい制御圧延を実施した。後者では C 量を低くし Mn 量を高めていわゆる AF 鋼とした。両鋼種に対して高強度を得るために 550~605°C の低温巻取を実施した。また高靱性を得るために平均して 1170~1180°C の低温加熱とその後低温粗圧延を行った。なお仕上温度は、仕上圧延機出側に設置された温度計にて測定され 740~785°C であった。

機械的性質を調査するため、ガス溶断作業を実施してコイルを分断した。Fig. 8 に示すとおり両鋼種とも低温

靱性の優れた X70 級の圧延コイルが得られた。両者の差異として次のことが判明した。① AF 鋼では YS の異方向性が少ない。これは AF 鋼の特徴としていわれているようにバウシナガー効果が少ない²¹⁾ ためである。② AF 鋼では 0°C のシャルピー吸収エネルギー (vE_0) が非常に高い。これは C 量や S 量が低いばかりでなく本報の AF 鋼では Ca 処理をして介在物形状制御²²⁾ を行ったためである。

6. 結 言

Nb, V, Mo などを含む低合金高張力鋼を対象に熱延コイルとプレートの実験室的なシミュレーション圧延を実施した。プレートの場合と比較しながら、熱延コイルの強度と低温靱性に及ぼす成分、圧延条件と巻取温度の影響を体系的に把握し、その結果に基づき API 規格 X70 級厚肉熱延コイルを現場試作した。

得られた主な結果は次のとおりである。

(1) 圧延後空冷したプレートに対して、熱延コイルはホットランテーブル上の急冷による α 粒の微細化とパーライトの分散化および巻取後の徐冷による硬化組織の自己焼なまし効果など材質上利点はあるが、次の 2 点が良好な低温靱性を得るための課題となる。

(2) 熱延コイルにて、高強度を得るため低温巻取を行うことが必須条件となるが、① 600°C 以下の低温巻取の Nb 含有鋼では、ホットランテーブル上の急冷により生じるベイナイト状組織の混入による脆化と② 600°C 巻取の V 含有鋼では、巻取後の徐冷中に生じる V(CN) の二次析出脆化が問題となる。

(3) 熱延コイルのベイナイト状組織は、圧延により導入される変形帯の少ない粗大な未再結晶 γ 粒から圧延後の急冷により生じる。この組織を除去して靱性の向上をはかるため、 γ 粒の微細化に重点を置いた制御圧延つまり低温加熱や低温粗圧延を実施することが特に重要であると判明した。

(4) API 規格 X70 級の熱延コイルを得るため、Nb-V 鋼と Nb-Mo 鋼について実験室にて検討した。その結果、前者では V(CN) の二次析出脆化に基づくコイル中心部の vT_{rs} 上昇を抑制するためスラブ長手方向にて不均加熱の方法が提案され、他方後者では強化機構の主体が変態強化なので C 量を低くし Mn 量高め、いわゆるアシキュラーフェライト鋼とすることが肝要との見解を得た。

(5) 検討結果に従って、0.14% C-1.64% Mn-0.04% Nb-0.07% V-0.17% Ni 鋼と 0.04% C-1.93% Mn-0.07% Nb-0.24% Mo-0.17% Ni-0.0033% Ca 鋼を用い

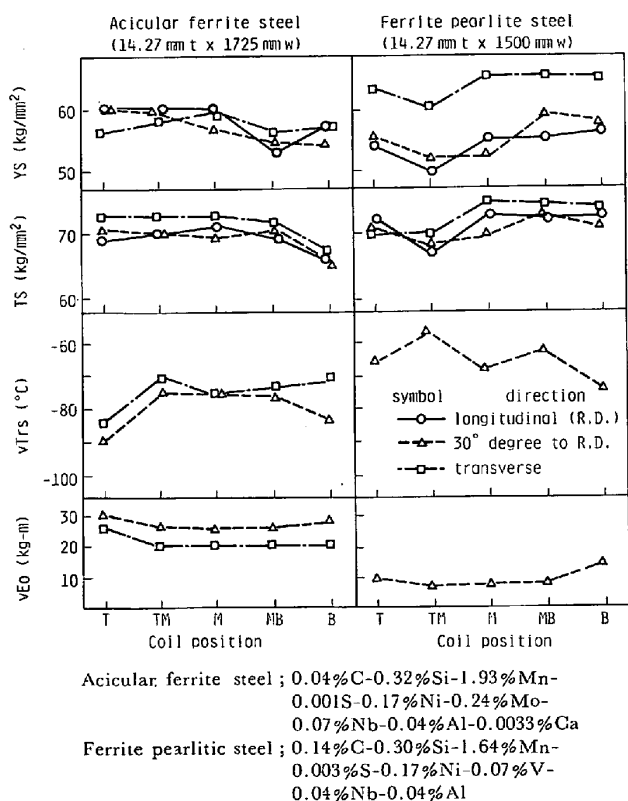


Fig. 8. Distribution of the mechanical properties over the length of acicular ferrite and ferrite pearlitic X70 grade steel coils manufactured in production line.

て 14.3 mm 厚の熱延コイルを現場試作した。両者とも γ 粒の微細化に重点を置いた制御圧延を実施したので、コイル全長にわたり所期の良好な特性が得られた。特に後者では、バウシinger 効果が少ないため YS の異方性が少ないことや低い C 量のためや、Ca 処理による介在物形状制御効果などによりシャルピーの吸収エネルギーが著しく高いことが確認された。

終りに、本論文の発表を許可された住友金属工業(株)常務取締役中央技術研究所長小田尚輝博士に深く感謝致します。また 研究を遂行するにあたって、激励を賜わった 研究所次長行俊照夫博士および本社第 2 技術開発部主席部員高橋守雄氏、更に御指導を賜わった鋼材研究室主任研究員(故)福田 実博士に厚くお礼申し上げます。また現場試作に御協力して下さった鹿島製鉄所および和歌山製鉄所の関係者の方々に深謝致します。

文 献

- 1) K. J. IRVINE, T. GLADMAN, J. ORR, and F. B. PICKERING: JISI, 208 (1970), p. 717
- 2) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1832
- 3) 松原博義, 大須賀立美, 小指軍夫, 東田幸四郎: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1848
- 4) 前川静弥, 宮野樺太男, 島崎正英: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1861
- 5) 西田 稔, 加藤俊之, 大橋延夫, 森 耐介, 田中史雄: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 4, p. 549
- 6) 花井 諭, 高松利男, 山田勝利, 小野 武, 関根寛, 丸山忠克, 影山英明: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S 138
- 7) 山田勝利, 小野 武, 杉井 浩, 森 彪, 高松利男: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S 139
- 8) 山口哲夫, 岩崎宣博, 東田幸四郎, 大内千秋, 大北智良, 若月晴夫, 梶田道則: 鉄と鋼, 62 (1976) 4, S 214
- 9) 西田 稔, 加藤俊之, 大橋延夫, 森 耐介: 鉄と鋼, 63 (1977) 7, p. 1116
- 10) 合田 進, 渡辺国男, 橋本嘉雄, 木島 聡, 山下康彦, 中元正弘: 鉄と鋼, 64 (1978) 4, S 341
- 11) 合田 進, 渡辺国男: 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 65 (1979) 9, p. 1400
- 12) 橋本 保, 沢村武影, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 65 (1979) 9, p. 1425
- 13) 田中智夫, 榎並禎一らの技術資料: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1775
- 14) Y. E. SMITH, A. P. COLDREN, and R. L. CRYDERMAN: 「鋼の強靱性」 Symposium Proceedings (1971), p. 119 [日本クライマックス・モリブデナム・デベロプメント社]
- 15) Y. OHMORI: Trans. JIM, 7 (1966), p. 153
- 16) 大森靖也: 日本金属学会誌, 30 (1966) 12, p. 1164
- 17) たとえば, 成田貴一: 鉄と鋼と合金元素(下), (1966), p. 543 [誠文堂新光社]
- 18) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎: 鉄と鋼, 58 (1972) 3, p. 434
- 19) 国重和俊, 橋本 保, 行俊照夫: 鉄と鋼, 66 (1980) 1, p. 63
- 20) 福田 実, 国重和俊: 鉄と鋼, 63 (1977) 11, S 717
- 21) D. B. McCUTCHEON, T. W. TRUMPER, and J. D. EMBURY: "Controlled Rolling of Acicular Ferrite Plate," presented at Journee Internationale de Siderurgie, Paris, France, (1974)
- 22) 玉本 茂, 佐々木寛太郎, 梨和 甫, 杉田 宏, 森 明義: 鉄と鋼, 63 (1977) 13, p. 2110