

.....
 論 文

UDC 669.14.018.295 : 621.771.23.016.2-5

コントロールド・ローリングによる高張力高靱性鋼板の製造*

松原博義**・大須賀立美**・小指軍夫***・東田幸四郎***

Investigation of Metallurgical Factors in the Production of High Strength Steel Plate with High Toughness by Controlled Rolling

Hiroyoshi MATSUBARA, Tatsumi OSUKA,
Isao KOZASU, and Koshiro TSUKADA

Synopsis:

This paper describes a part of the results of a continuing developmental activity to obtain optimum chemical compositions and processing conditions in the production of high strength steel with excellent toughness by controlled rolling. It was noted in the laboratory experiment and mill test that Nb was most effective to improve fracture appearance transition temperature (${}_vT_s$) when a strong controlled rolling was applied, while V was less effective in this respect. Steels containing both Nb and V showed a ${}_vT_s$ values similar to that of Nb bearing steels. Addition of small amounts of Ni, Cr, and Cu to Nb or V bearing steels enhanced precipitation hardening presumably by lowering γ - α transformation temperature without deterioration of ${}_vT_s$. Lowering carbon content below a level of 0.07% in Nb bearing steel considerably improved impact shelf energy without any loss in LYS. Transverse shelf energy was also improved by a decrease in sulfur content and application of cross rolling. However, intensified controlled rolling slightly decreased shelf energy. The improvement of ${}_vT_s$ by controlled rolling was consistently described by the total rolling reduction below 900°C, and was less dependent on rolling reduction of individual pass. A combination of the above knowledges made it possible to produce tough high strength steels, and a few such examples of linepipe plate were shown.

(Received Feb. 29, 1972)

1. ま え が き

鋼材を熱間圧延するさい、低温側で強く圧延して強度および靱性を改善する方法はコントロールド・ローリング (controlled rolling, 以下 CR と略称する) と呼ばれ、この圧延法により靱性のすぐれた非調質鋼、とくに大径ラインパイプ原板、造船用鋼板などの厚板が多量に生産されている^{1~10)}。この技術は各圧延工場で経験的に確立されたものであるため、CR の方法、それによる機械的性質の改善の程度については、上記文献の中でもかなりの差異が見受けられる。CR のもつとも重要な効果は結晶粒の微細化による強度の上昇と破面遷移温度の低下であるが、上述のような理由からこの顕微鏡組織微細化の機構もまだ完全に理解されているとはいえない。たとえば GRANGE¹¹⁾ は圧延後の再結晶によるオーステナイト組織の微細化をこの機構として考えたが、一方ではオーステナイトの再結晶温度以下での圧延によるいわゆる加工

熱処理 (以下 TMT と略す) 的効果を指摘する報告もある^{12~15)}。

筆者らは実際の多パスの熱間圧延で顕微鏡組織的にどのような変化が進行しているかを明らかにするため、C-Si-Mn 鋼について実験室的なモデル実験を行ない、以下のような事実を明らかにした¹⁶⁾。

- (1) 1000°C 以上の圧延パスではオーステナイトの再結晶による多少の漸進的細粒化が行なわれる。これは $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の組織の正常化、均一化には役立つものの、フェライトの細粒化自体には効果がない。
- (2) 1000°C~900°C の圧延パスにより、オーステナイトはパスごとに繰り返し細粒に再結晶し、変態後のフェライト組織を微細化する。
- (3) オーステナイトの再結晶温度以下の圧延では、

* 昭和 47 年 2 月 29 日受付

** 日本鋼管(株) 福山製鉄所

*** 日本鋼管(株) 技術研究所

TMT 的な効果により通常のオーステナイト粒界での変態核生成以外に未再結晶粒内での変態核生成も促進され、変態後のフェライト組織が細粒化する。

この温度領域での各パスによる細粒化効果は加算的と考えてよい。

また上の(2)と(3)の細粒化効果も加算的であるため、(2)の領域のある温度(たとえば 950°C)以下での合計圧下率の増加とフェライトの細粒化あるいはシャルピー試験の破面遷移温度の低下がよく対応することが示された。この対応関係は実際の工場圧延でも明りように認められている⁹⁾。

CR における化学成分の影響としては、とくに Nb, V, Ti などの炭窒化物生成元素がオーステナイトの圧延後の再結晶を抑制し、上記(3)の TMT 的な効果の生じる温度領域を拡大するので、CR が容易に行なわれ、したがって CR による細粒化効果も現われやすいことが指摘されている^{12)~14)17)}。また Mn が低いと $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点 (A_r') が高温になり、CR の効果をあまり期待できないことも明らかにされている¹⁷⁾。しかし CR による製造を前提とした最適成分系の検討はまだあまり行なわれていない。

本報告では上のような事情から、主として高張力ラインパイプ用の原板を想定し、高靱性(低い破面遷移温度と高い shelf energy)を保証する CR 型のフェライト・パーライト系の最適成分について検討した。まず実験室的な CR により Nb, V, Cu, Cr などの強度、靱性への影響を調査し、Nb の添加あるいはこれにさらに Cu, Cr などを複合添加することが有効であること、C の低下が衝撃値を改善することを明らかにした。工場圧延では CR の効果のほかに、さらに shelf energy におよぼす S の影響およびクロス圧延の効果についても検討を行ない、品質設計の考え方を確立した。最後にこれらの知識を総合した製造結果の例についても簡単にふれる。

2. コントロールド・ローリングにおける合金元素の影響

CR を前提とした場合に、高強度および高靱性を与える最適成分系について実験的に検討した。基本成分は CR 型非調質ハイテンによく用いられる Al キルドの 0.14% C-0.30% Si-1.30 Mn 系とし、これに Nb, V,

Cu, Cr, Ni を単独あるいは複合添加した鋼を 50 kg 高周波溶解炉により大気中で溶製した。これらの供試鋼の成分範囲を Table 1 に示す。このほかに 0.5% Si-1.4% Mn-0.045% Nb 系で C を 0.05~0.13% に変化させた鋼についても同様に試験した。厚み 150 mm の鋼塊はまず 60 mm 厚まで予備的に圧延空冷し適当な大きさにガス切断した。つぎにこれらを温度を変化させて加熱したのち、60 mm から 12 mm に、予備圧延と同じ方向に仕上圧延を行なった。仕上圧延スケジュールの概要を Fig. 1 に示すが、加熱温度は 1250°C, 1150°C の 2 レベルにとり、圧延は 1 パス約 20% の圧下により 7 パスで仕上げた。圧延温度はランド表面温度計により表面真温度を測定した。Fig. 1 の黒丸はあらかじめ表面温度~時間の関係を定めておき、時間で規制して圧延したパス、白印は各圧延材につき温度を実測して圧延したパスである。HR であらわしたスケジュールは 20 mm 厚程度の厚板の普通圧延のスケジュールに相当する。CR II は作業的に比較的軽度の CR, CR III は強度の CR に相当する。機械的性質はすべて圧延直角方向(C方向)につい

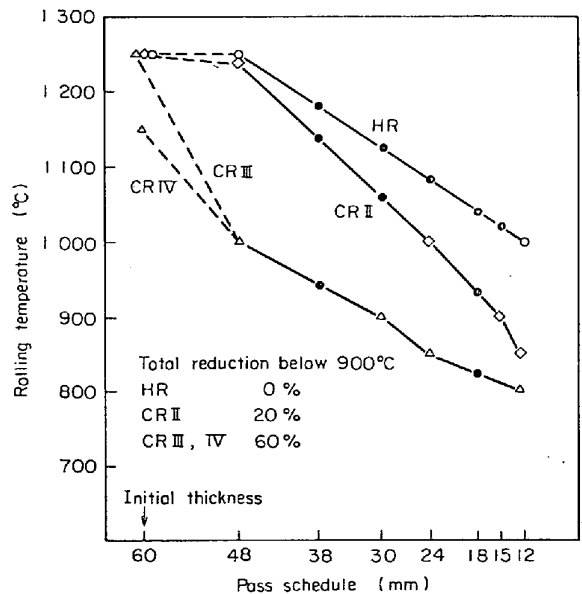


Fig. 1. Hot rolling schedule of laboratory melted steels. Hollow symbols: passes on which temperature was measured. Solid symbols: passes given according to predetermined time intervals.

Table 1. Chemical composition of laboratory melted steels (v.t %).

	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Cu	Cr	Ni	Sol. Al	T.N
Nominal	0.14	0.30	1.30	0.017	0.012						0.02	0.007
Range	0.13 ~0.15	0.25 ~0.35	1.21 ~1.40	0.011 ~0.022	0.007 ~0.014	0~0.034	0~0.105	0~0.48	0~0.50	0~0.52	0.015 ~0.028	0.0057 ~0.0105

て試験し、引張試験片は 9mmφ の丸棒試験片を用いた。シャルピー試験は 2mmV フルサイズ試験片を用いて行ない、50% 脆性破面を示す遷移温度 (νT_s) と完全延性領域での最大衝撃値 (shelf energy, νE_s) を求めた。またフェライト結晶粒径 (d) は約 400 粒のリニアル・アナリシスで求めた。

2.1 Nb および V の影響

CR の影響と Nb, V 添加の影響は下降伏点 (LYS) および νT_s についてもつとも明りように現われる。Fig. 2 および Fig. 3 に機械的性質の変化を、また Photo. 1 に顕微鏡組織の例を示す。まず N, V を含有しないベース鋼について見ると、CR の強化とともにフェライト粒の微細化、これにともなう LYS の上昇、 νT_s の低下が見られる。しかし工場圧延にくらべて総圧延比がすくないなどの理由のために、 νT_s の絶対値の変化は大きくない。Nb を添加すると析出硬化により強度が上昇するが、HR の条件では νT_s の上昇が同時に起こる。しかし CR の程度を強めると、Nb を含有しない場合よりも大幅に νT_s が低下する。この低下は 0.01% ですで見られ、それ以上では Nb 量が増加しても νT_s の絶対値はほと

んど変わらない。LYS, νT_s は Nb 量とともに上昇するが、この上昇率は 0.02% 以上で小さくなる。V 添加でも Nb の場合と同様に強度上昇がみられるが、約 0.07% 以上でその効果は飽和する。 νT_s は HR の条件では Nb の場合と同じく添加量とともに上昇するが、CR を強くすると V の少量添加 (0.03~0.05%) の領域でベース鋼よりも低下する。しかしこのような CR でも V がさらに多くなると、ベース鋼程度の値にもどってしまう。いずれにしても CR が強い場合の νT_s の絶対値は Nb 添加の方が V 添加よりもはるかに低く、ベース鋼との比較でわかるように、Nb 添加は積極的に νT_s を低下させることにより靱性を改善する。圧延前の加熱温度を 1250°C (CR III) から 1150°C (CR IV) に低下させると、多少強度が低下し νT_s も下がるが、CR の効果という観点からはあまり大きな変化とは考えられない。

上に述べた結果をフェライト粒度依存性として整理した例を Fig. 4 に示す。LYS についての Hall-Petch 式の粒度依存係数 (k_y) はベース鋼で 2.0 kg/mm^{3/2} であるが、Nb 添加鋼では 1.2~1.7, V 添加鋼では 0.6~1.6 の範囲に低下する。Hall-Petch 式にもとづいて 0.01% Nb と 0.033% V の場合の LYS 上昇分を、細粒化による寄与 ($\Delta\sigma_G$) と析出硬化による寄与 ($\Delta\sigma_{ppt}$) に分離

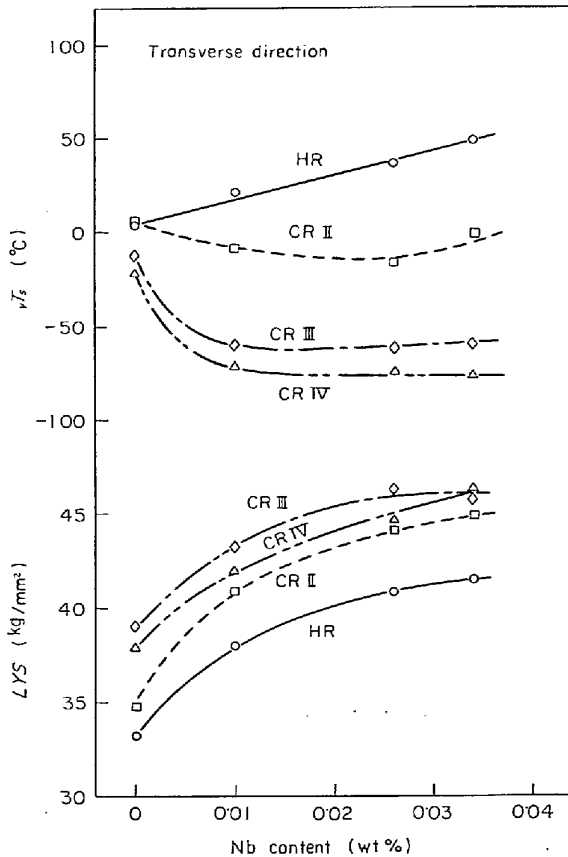


Fig. 2. The effect of niobium on LYS and νT_s (fracture) appearance transition temperature). Laboratory melted 0.14C-0.30Si-1.30Mn steels.

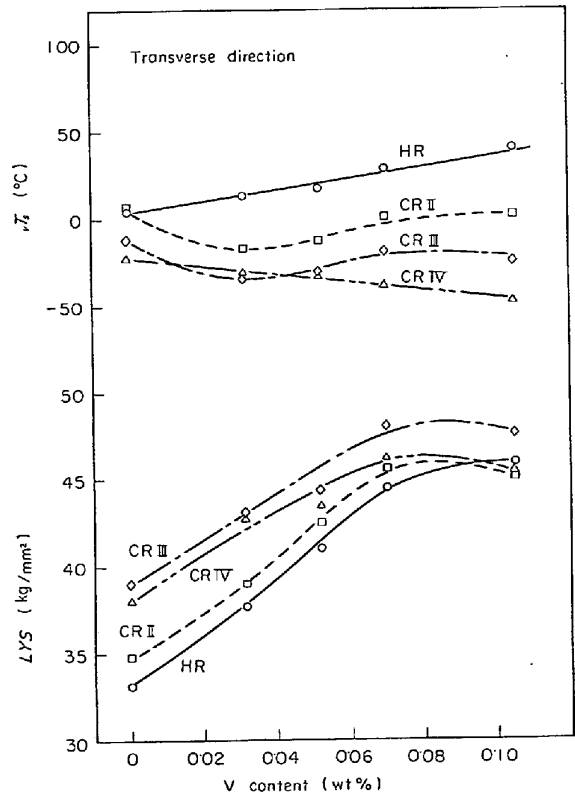


Fig. 3. The effect of vanadium on LYS and νT_s . Laboratory melted 0.14C-0.30Si-1.30Mn steels.

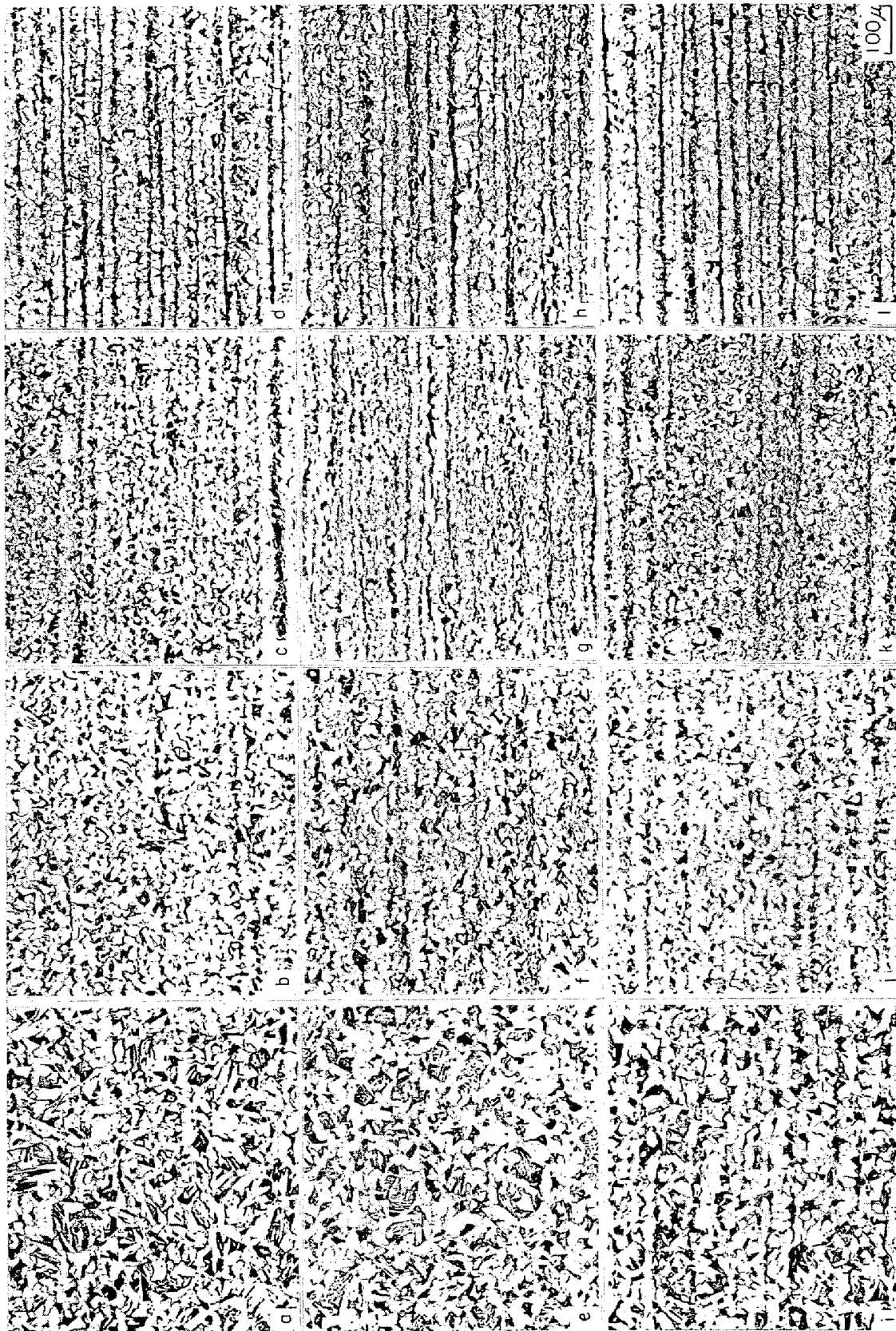


Photo. 1. Microstructure of laboratory melted 0.14C-0.30Si-1.30Mn steels.

Rolling	CR			
	HR	CR I	CR II	CR IV
base	a	b	c	d
0.025Nb	e	f	g	h
0.070V	i	j	k	l

した結果を Table 2 に示す。これから CR の弱いときには Nb, V のいずれにおいても $\Delta\sigma_{ppt}$ の方が $\Delta\sigma_{GS}$ よりも大きい。CR が強くなると Nb では $\Delta\sigma_{ppt}$ が減少して $\Delta\sigma_{GS}$ が大きくなる。V ではこのような変化が

Nb ほどいちじるしくない。CR によるこのような析出硬化の減少は、Nb および V の過飽和度の高くなっている低温域での圧延により Nb, V 炭窒化物の析出が促進され、これらが γ 域で比較的粗大に析出するためと推定

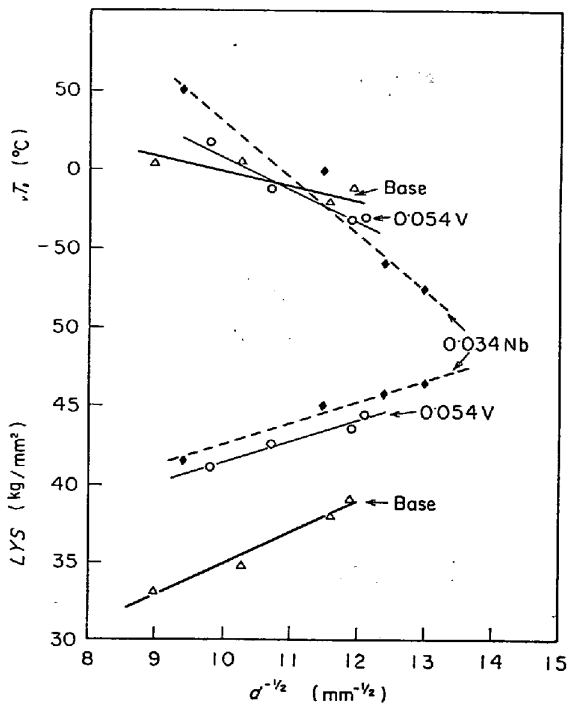


Fig. 4. Examples of grain size dependence of LYS and vT_s (Hall-Petch and Cottrell-Petch plots).

Table 2. Contribution of grain refinement ($\Delta\sigma_{GS}$) and precipitation hardening ($\Delta\sigma_{ppt}$) to the increase of LYS (kg/mm²).

Rolling condition	0.010 Nb		0.033 V	
	$\Delta\sigma_{GS}$	$\Delta\sigma_{ppt}$	$\Delta\sigma_{GS}$	$\Delta\sigma_{ppt}$
HR	0	4.8	0.3	4.2
CR II	1.5	3.5	0.5	3.5
CR III	3.5	1.5	2.0	3.0

される。しかし HCl による室温静置溶解法で求めた析出物の形態分析からは、精度上の問題もあつてこの点についての情報を得ることができなかつた。

vT_s の粒度依存性も Fig. 4 に示されているが、結局 CR の強いときに Nb 鋼で vT_s の改善されるのは、ひとつにはベース鋼、V 鋼にくらべて Nb 鋼の粒度依存性が非常に大きいことと、また CR により到達できるフェライトの最小粒径が小さいためであることが理由と考えられる¹⁷⁾。Nb 鋼、V 鋼ともにベース鋼よりも $[d(vT_s)/d(d^{-1/2})]$ が大きくなる理由はつぎのように示される。すなわち Table 2 にみられるように Nb 鋼、V 鋼で

$$\Delta\sigma_{GS} + \Delta\sigma_{ppt} \approx \text{const.} \dots\dots\dots (1)$$

が成立することから、

$$\left[\frac{d(vT_s)}{d(d^{-1/2})} \right]_{ppt} \approx - \left[\frac{d(vT_s)}{d(d^{-1/2})} \right]_{ppt-free}$$

$$-k_y \left[\frac{d(vT_s)}{d(\Delta\sigma_{ppt})} \right] \dots\dots\dots (2)$$

が得られる。ただし添字の ppt, ppt-free はそれぞれ析出硬化の生じている場合およびそれのない場合を示している。一般に Nb, V などの析出硬化の生じている場合に妥当する値と考えられる $[d(vT_s)/d(\Delta\sigma_{ppt})] \approx 4^{18)}$ および $k_y \approx 1.5$ を (2) 式に代入すると本報告の V 鋼程度の vT_s の粒度依存性が得られる。しかし現在の Nb 鋼の場合には $[d(vT_s)/d(d^{-1/2})]_{ppt}$ がこれよりかなり大きいので、この差としてはさらに電子顕微鏡スケールの substructure および析出物の形態などに理由を求めるべきものと考えられる。

Nb と V を複合的に添加して CR III の条件で圧延した場合の LYS と vT_s を Table 3 の上段に示す (Nb と V は Fig. 2, 3 により含有量をそれぞれ 0.015%, 0.040% に内挿した結果を示している)。Nb+V 複合添加では LYS はそれぞれの単独添加の加算よりも低く、また vT_s は Nb 鋼と同じ値を示している。フェライトの $d^{-1/2}$ は大体 Nb 13, V 12, Nb+V 12 であり、複合でもとくに細粒化しないことがわかる。したがって (複合添加の LYS) - (単独添加の LYS の加算) ≈ -2 kg/mm² は Nb か V どちらか一方の細粒化による LYS 上昇 (Table 2 の $\Delta\sigma_{GS}$) が失われたための減少分と考えることができる。また vT_s の絶対値から考えて、Nb+V 系の電子顕微鏡的スケールまで含めた顕微鏡組織および析出物の形態はむしろ Nb 系の特徴を有しているものと推定される。このような事情から Nb+V 系の特性は、 vT_s については Nb による効果、強度的には Nb による細粒化と Nb および V 単独系の析出硬化の加算で説明される

Table 3. The effect of alloying elements on LYS and vT_s under the rolling condition of CR III.

	LYS (kg/mm ²)	Δ LYS* (kg/mm ²)	vT_s (°C)
Base	39.0		-12
0.015 Nb	44.3	5.3	-60
0.040 V	44.2	5.2	-36
0.015 Nb+0.040 V	47.6	8.6	-59
0.25 Cu	41.9	2.9	-10
0.50 Cu	39.0	0	-32
0.25 Cr	37.4	-1.6	-25
0.50 Cr	38.3	-0.7	-42
0.015 Nb-0.5 Cu	46.6	7.6	-63
0.015 Nb-0.5 Cr	47.3	8.3	-61
0.04 V-0.5 Cu	45.5	6.5	-25
0.04 V-0.5 Cr	45.3	6.3	-17

* Δ LYS: difference from the base steel.

と考えられる。このような複合成分系の実用的な利点は、 vT_s を悪化させずに高い強度を得ることができる点にある。

2.2 Cu, Cr, Ni の影響

微量の Cu, Cr, Ni は溶接性をそこなわずに強度を上昇させる目的で非調質鋼にしばしば添加されるが、CR の場合のこれらの元素の影響はまだ報告されていない。Table 3 は 0.5% までの Cu, Cr の単独添加、これらと Nb, V の複合添加系について CR III の圧延条件で検討した例である。Table 3 の中段の数値から明らかなように、LYS については Cu ではとくに意味のある系統的な変化はみられないが、Cr はむしろこれを低下させている。 vT_s は Cu, Cr によりかなり改善される傾向がみられる。Nb と Cu, Cr を複合添加すると、 vT_s は Nb 単独系の場合と変わらないが、LYS は Nb 単独の場合よりも約 2~3 kg/mm² 上昇する。V と Cu, Cr の複合添加では、V 単独系と比較して vT_s は多少上昇の傾向を示し、LYS は約 1 kg/mm² 程度高くなる。いずれにしても、LYS については Cu, Cr のみによる上昇はほとんど認められないが、Nb, V とこれらを複合添加すると、相乗作用的に Cu, Cr による強度上昇が現われることがわかる。これらの現象は試験したすべての圧延条件についてみられ、また Ni, Cu+Cr, あるいはこれらと Nb, V との複合添加の場合でも本質的には同じ現象がみられた。以上の結果から Nb を基本とする系に Cu, Cr, Ni を単独あるいは複合して合計 0.5% 程度以下の量を添加することにより、 vT_s をそこなわずに強度を上昇させることができる。

このような相乗効果的な強化現象はすでに C-Si-Mn-Nb 系における Mn の効果¹⁹⁾、あるいは Fe-V-(C) 系における Mn および Ni の効果²⁰⁾として報告されている。このような付加的な強度上昇は、これらの元素による Ar' 点の低下およびこれにともなう Nb あるいは V 炭窒化物のより微細な析出²¹⁾にもとづくものと理解される。本報告の場合も強度上昇は主として析出硬化の増加であることが粒度測定の結果から判明した。そこで Formaster-F により、1200°C 加熱後の Ar' 点を測定

Table 4. Transformation temperatures (°C).

	A_{c1}	A_{c3}	$A_{r'}^*$
0.010 Nb	710	835	680
0.033 V	705	840	640
0.50 Cu	700	840	680
0.013 Nb-0.50 Cu	700	838	580
0.036 V-0.50 Cu	695	845	620

* $A_{r'}$: heating 1200°C×10 min
cooling rate 90°C/min

したところ、Table 4 に示すようにたとえば Nb 添加鋼に 0.5% Cu を添加すると Ar' はほぼ 100°C 低下することがわかった。これに比較すると V 系ではそのような効果はすくない。単純加熱後空冷の Ar' と、冷却中に圧延のような塑性変形が与えられる場合の Ar' はかなり異なるが、上述の Ar' 低下の傾向は定性的に後者の場合にもあてはまると考えられる。したがって本報告の場合も Ar' 点低下による析出硬化の増加が相乗的效果の原因と考えられる。

2.3 C の影響

これまでは強度として LYS, 靱性として vT_s を検討したが、靱性についてはこのほかに shelf energy (vE_s) も非常に重要なパラメーターである。 vE_s は延性と直接関係するものであるため第 2 相粒子 (主として A 系非金属介在物、パーライトあるいはセメンタイト) の影響を受け、これらの増加とともに vE_s は劣化する。A 系介在物として問題になるものはキルド鋼では MnS であり、S 量の増加とともに MnS 量も増加するが、 vE_s に対してはさらに個々の MnS 介在物の大きさ、形状も影響し、このため鋼塊の大きさ、総圧延比、クロス圧延比なども考慮する必要があるので、工場的なスケールで検討すべき問題である。したがってここでは C% の影響のみを

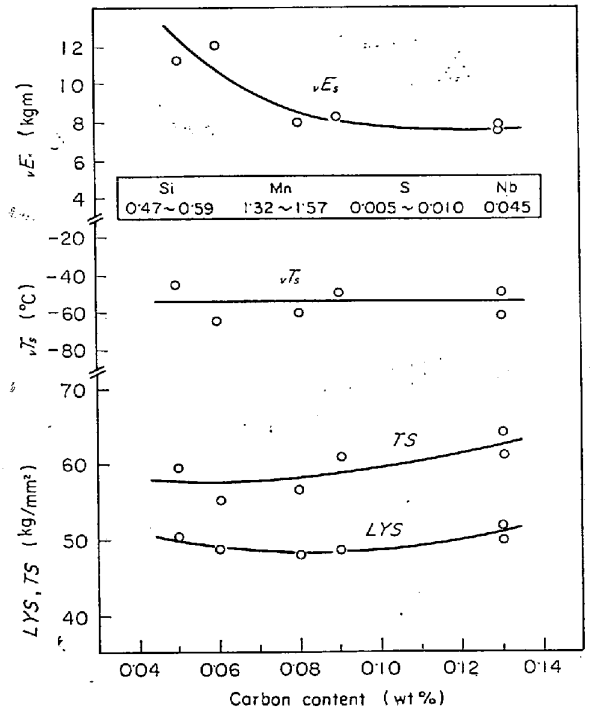


Fig. 5. The effect of carbon content on mechanical properties of laboratory melted steels control-rolled according to schedule CR III (cf. Fig. 1).

Transverse direction.

Charpy specimen: 2 mm V-notch full size.

Table 5. Variation of ferrite grain diameter and pearlite fraction with carbon content. 0.47~0.59 Si, 1.32~1.57 Mn, 0.045 Nb. Rolling condition: CR III

C (wt %)	Ferrite grain diameter (μ)	Pearlite fraction (%)	
0.05~0.06	4.5~5.2	7~8	mixed grain
0.08~0.09	4.8~5.0	19~25	
0.13	4.4~5.0	24~27	

取り上げる。Fig. 5は0.5%Si-1.4%Mn-0.045%Nb系でC%を変化させ、CR IIIの強いCRで圧延した場合の機械的性質を示している。とくに注目されることはCが0.13%から0.05%まで低下してもLYSがほとんど変化しないことである。ただしTSは多少の低下を示す。 vT_s はC量によって実質的には変化せず、いずれも良好な値を示している。一方 vE_s はCが0.13%から0.05~0.06%まで低下すると、約1.5倍に増加する。Table 5はC量による顕微鏡組織の変化を示したものである。 vE_s の上昇はパーライト量の減少と直接的な関係があり、とくにパーライトが10%以下になるとその改善が大きいものと考えられる。このことからC量を低下させたPRS (pearlite reduced steel)²²⁾は vT_s よりはむしろ vE_s の面で有利なことがわかる。

LYSはC%にはほとんど依存しないが、これは実質的なフェライト粒度がC%にあまり依存しないことが理由と考えられる (Table 5)。これに関連してつぎのような事実¹⁷⁾を参考にすることができる。

- (1) Mnが0.6%程度で Ar' の高い鋼では、本質的にフェライト粒が粗大でかつCRを行ないうる圧延温度領域 (とくにTMT領域) がせまいので微細な組織が得られない。
- (2) しかし Ar' がそれほど高くない鋼では、 Ar' 点直上あるいは直下の圧延によりフェライト中のsubstructure生成、あるいはフェライトの微細な部分的再結晶により実質的な細粒化が行なわれる。

本報告の場合には高Mnのために(1)の現象は起こらず、C%低下にともなう Ar' 点上昇の影響は(2)の効果である程度相殺されているものと考えられる。ただし0.05%C付近では混粒を生ずる傾向が多少大きくなるようである。

以上の各元素の影響を総合すると、CRで製造する場合に低炭素当量で高強度および良好な低温靱性を得るためにはつぎのような成分的配慮が好ましいことになる。

- (1) vT_s を低くするためにはNbを添加し、かつ十分なCRを行なう。
- (2) 強度はNb添加で十分なことが多いが、さらに vT_s

を劣化させずに強度を上げるためには、Nbに加えてV, Cu, Crを単独または複合して添加する。

- (3) shelf energyを向上させるためにはSの低下のほかにCを0.06%程度まで低下させることが好ましい。

3. 工場圧延条件の影響と製造結果の例

機械的性質に大きな影響を与える工場圧延条件として、CRの度合 (vT_s に対する影響) およびクロス圧延比 (L, C方向のshelf energyへの影響) があげられる。

3.1 コントロールド・ローリングと vT_s

すでに明らかにしたように、950°Cないし900°C以下の合計圧下率と vT_s の間には直接的な関係があり、この合計圧下率の増加とともに vT_s は低下し、とくに1パスあたりの圧下率そのものは大きな影響を与えない⁹⁾¹⁶⁾¹⁷⁾。Fig. 6の例はNb+V系の鋼を粗圧延機一仕上圧延機のレイアウトの厚板工場で、CRの度合を変化させて14mmに圧延した場合のC方向 vT_s を示しており、CRにおける圧下率と vT_s の間により相関関係が成立している。なお圧延温度は光電管高温計の読みを補正した鋼板の表面真温度である。このようなCRと vT_s の関係は各工場のレイアウト (すなわち圧延スケジュール) などの影響を受けるため絶対値については工場間で若干の相違が認められるが、同一工場の場合にはNbを含む成分系であるかぎり、その他の成分の影響あるいは板厚の影響はあまり大きくなくCR $\sim vT_s$ の関係は比較的一定している。また十分なCRを行なう場合には、圧延前の加熱温度の影響は1300°C~1150°Cの間ならばほとんどみられない。ただしパススケジュールの上で注意すべき点は、CR範囲に入る前の鋼板温度が高すぎ (たとえば1050°C)、したがってCR前の温度調整の幅が大きすぎるような場合には、 vT_s に対するCRの効果が

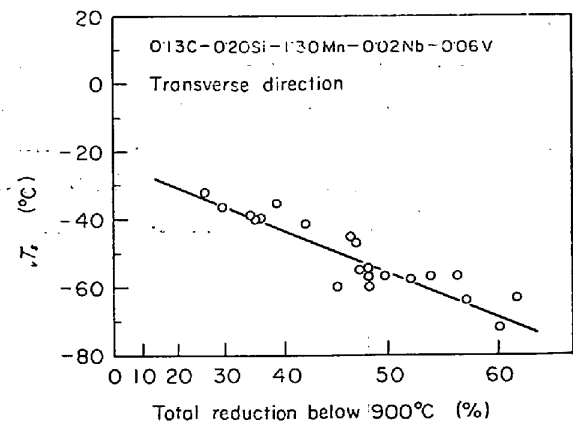


Fig. 6. Relationship between controlled rolling in terms of the total reduction below 900°C and vT_s (mill test result). Thickness: 14 mm.

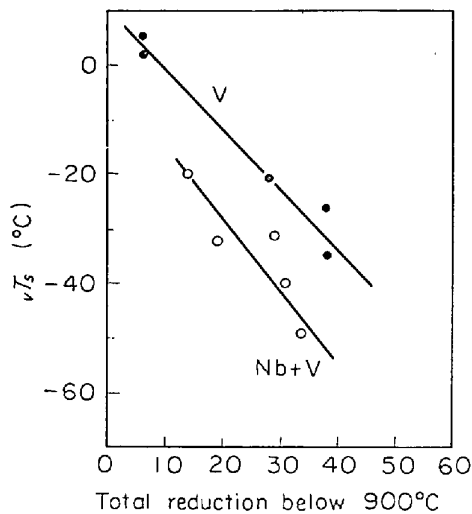


Fig. 7. The effect of alloying elements (Nb and V) and the degree of controlled rolling on vT_s (mill result)⁹⁾.
Base composition: 0.14C-0.24Si-1.23Mn.
Thickness: 10 mm.

すくなくなることである。一般に Nb 鋼ではオーステナイトの再結晶温度が Nb を含まない鋼の 900°C~850°C にくらべて 1000°C あたりまで上昇するので、CR の効果は主としてオーステナイトの未再結晶域での加工 (TMT 効果) に由来するものと考えられる。しかし CR 温度範囲に入る前の最終パスが 1050°C 以上であると、再結晶後のオーステナイト粒は粗大になっており、これを未再結晶域である CR 領域で圧延すると、オーステナイトはマイクロなスケールで不均一に変形する傾向があり、したがって CR が軽度であるとオーステナイトの加工の不均一性に応じて混粒のフェライト、またはウイドマンステッテン状の異常組織を発生することになる⁹⁾¹⁷⁾。このような理由から工場圧延では CR に入る前のパススケジュールにもかなりの注意を払う必要がある。CR の効果に対する Nb, V の影響は、工場圧延においても実験室的な結果がそのままあてはまるので、ここでは V 系, Nb+V 系の比較⁹⁾をあげておくに止める (Fig. 7)。

3.2 shelf energy の改善

さきに述べたように vE_s は鋼中不純物元素である S の影響を強く受け、S の増加とともに L, C 方向 (とくに C 方向) の vE_s は低下する。基本成分およびクロス圧延比が一定の工場圧延における S% と C 方向 vE_s の関係の例を Fig. 8 に示す。この結果から明らかなように、S が 0.010% 以下に低下すると vE_s が急激に改善されることがわかる。つぎに同一の S 含有量でも、L, C 方向

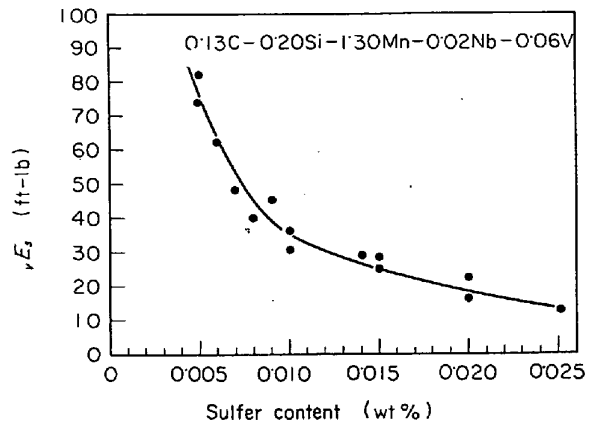


Fig. 8. The effect of sulfur content on transverse shelf energy (mill result).
Thickness: 14 mm. 2 mm V-notch full size specimen.

(最終圧延方向を L 方向とする) の圧延比を変化させることにより、実用上重要視される C 方向の vE_s を改善することができる。L, C 方向について圧延比をそれぞれ R_L, R_C 、 vE_s を vE_{sL}, vE_{sC} とすると、鋼塊対鋼板の総圧延比 40~50 の工場圧延の場合、クロス圧延比 R_L/R_C ($\equiv Q$) と vE_{sL}/vE_{sC} ($\equiv f$) の間には Fig. 9 に示すような関係が存在する。鋼塊を一方方向のみに圧延すると f は 3.0~3.5 程度の値になるが、 Q を 1 程度 (厳密には約 0.7) にすると L, C 方向の vE_s は同じ値を示し C 方向の vE_s が改善される。このようにクロス圧延比を変化させることは、S 含有量によって決定されるその鋼固有の延性を、MnS 介在物の各方向への展伸度を伸介として L, C 方向に配分することと考えられる。たとえば Fig. 10 は同一の鋼でクロス圧延比を変化させた場合の

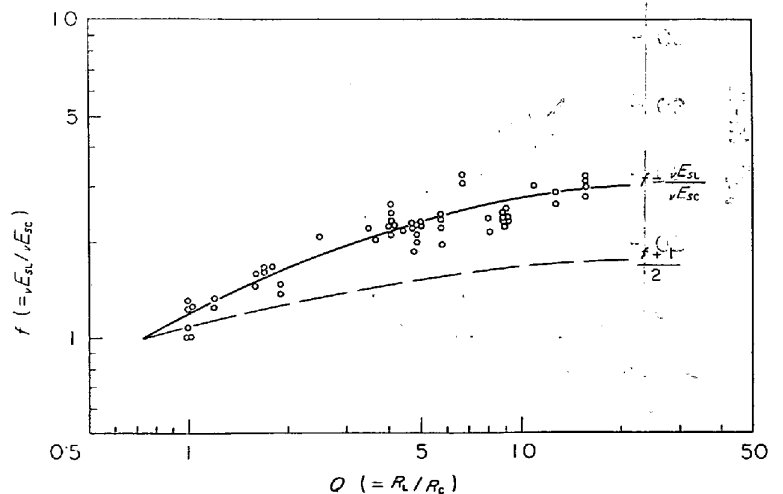


Fig. 9. The ratio of shelf energy longitudinal to transverse (f) as a function of cross rolling ratio (Q) (mill result).
Thickness: 9-15 mm. T_s : 55-65 kg/mm².
For $(f+1)/2$ see Appendix.

νE_s を示すが, νE_{sL} , νE_{sC} の算術平均および幾何平均がほぼ一定に近いことを示している. しかし図には示していないがクロス圧延比を 1 に近づけると, これらの単純な

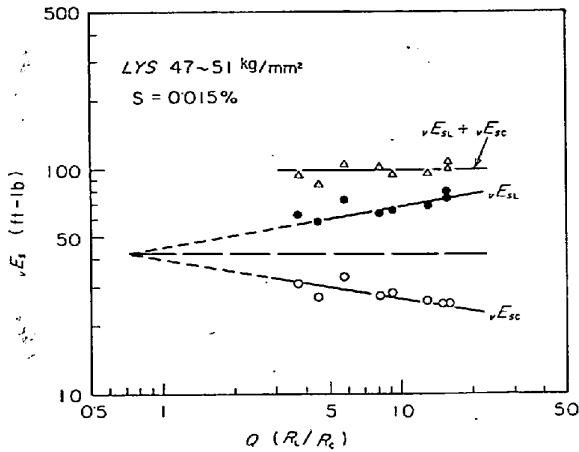


Fig. 10. Variation of longitudinal and transverse shelf energy with cross rolling ratio (Q) (mill result).
 $0.17C-0.13Si-1.21Mn-0.2Cu-0.2Cr-0.019Nb$. Thickness: 14 mm.

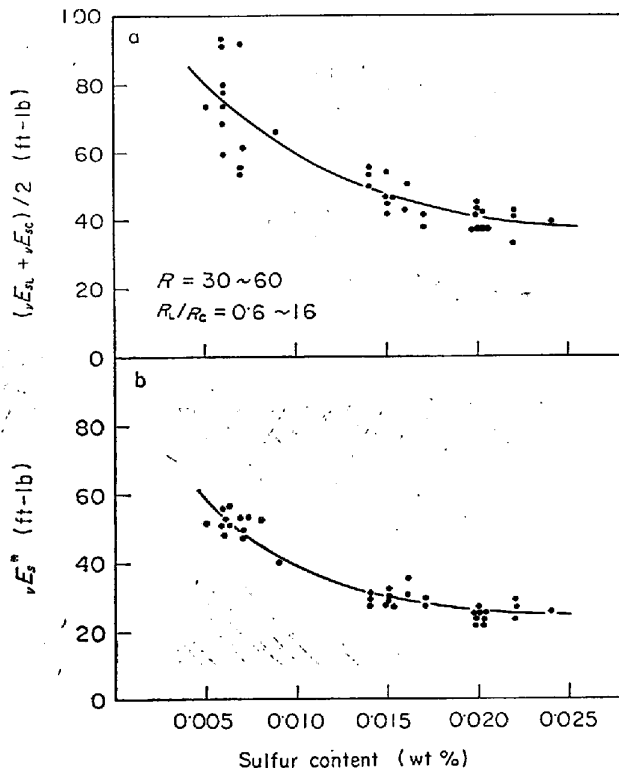


Fig. 11. Variation of shelf energy with sulfur content (mill result).
 a: arithmetic average of longitudinal and transverse shelf energy.
 b: corrected shelf energy (νE_s^*) according to equation (3).
 TS: 55-65 kg/mm². 2 mm V-notch full size specimen.

平均値はかなり低目の値を与えることが経験されているので, これらの平均値をそのまま S 含有量にのみ依存する鋼固有の延性のパラメーターとして考えるには多少問題がある. 一方従来得られているクロス圧延比と νE_s の関係にもとづいた簡単なモデルを仮定すると, たとえば算術平均の場合には (3) 式のような計算により, クロス圧延比 (Q) の影響を補正し標準化した shelf energy νE_s^* を推定することができる (式の導出については付録参照).

$$\nu E_s^* = \frac{\nu E_{sL} + \nu E_{sC}}{2} \cdot \frac{1}{1 + \alpha(Q+1)/2\sqrt{R \cdot Q}} \dots (3)$$

ただし α は定数, R は総圧延比である. Fig. 11 a はクロス圧延比を種々に変化させて圧延したときの S% と νE_s の算術平均をそのまま示している. とくに低 S 側の点はクロス圧延比が大きく変化している場合のものであり, そのため $(\nu E_{sL} + \nu E_{sC})/2$ もかなり大幅に変化している. Fig. 11 b は (3) 式によつてクロス圧延比の影響を消去した νE_s^* のプロットであり, S% との相関が改善されていることが明らかである. このような関係が確立できれば, 要求される C 方向の νE_s にたいして必要 S% の上限およびクロス圧延比を決定することができる.

以上の νE_s についての結果はすべてほぼ同一の CR 条

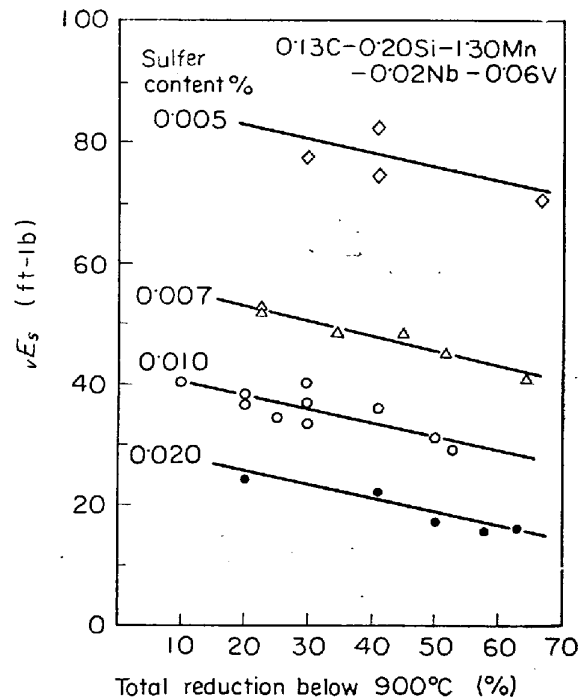


Fig. 12. The effect of the degree of controlled rolling on transverse shelf energy (mill result).
 Thickness: 14 mm. 2 mm V-notch full size specimen.

件で圧延した場合についてのものであるが、CR の度合もまた vE_s の値に影響する。Fig. 12 は CR の度合を強めたときの vE_s の低下する傾向を示すものである。このような vE_s 低下の原因は、ひとつには CR による強度上昇にあると考えられる。さらに他の原因として考えられるものは、CR を強めたときにシャルピー試験片の破面に認められる微小な剝離的割れ現象である。これは MnS が圧延温度が低い領域でより伸展しやすいことにもとづくものであり²³⁾、現象的には L 方向の圧延比が見かけ上大きくなることに相当するものと考えられる。

3.3 コントロールド・ローリングによる製造結果の例

これまで述べてきた知識により、具体的な品質要求が与えられた場合に、製造方案を設定することができる。

単純化すればつぎのような図式になる。

LYS, TS, C_{eq} → 化学成分

vT_s → CR の度合 (化学成分)

vE_s または特定温度の衝撃値 → S %, クロス圧延比

このような考え方にもとづいて実際に製造された高張力ラインパイプ原板 (API-5 LX 規格の X60, X65) の例を Table 6 と Photo. 2 に示す。A 鋼は従来きびしい低温靱性が要求されるときによく用いられた焼準処理によつて製造されたものであり、CR 材との比較のために示してある。B 鋼は Nb を用いているほかにはとくに成分的な配慮は行なわず、また CR の程度も軽いものである。C 鋼は C % の低下により C_{eq} を下げた (Cu)-Cr-Nb-V 系低硫鋼であり、CR の程度も強くなっている。

Table 6. Properties of control-rolled steel plates.

a. Chemical composition (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Nb	V	Sol. Al	T.N	C_{eq} *
A	0.17	0.37	1.28	0.017	0.017	0.20	0.15	0.028	—	0.032	0.006	0.455
B	0.18	0.13	1.30	0.019	0.016	—	—	0.016	—	0.043	0.005	0.410
C	0.13	0.20	1.36	0.014	0.006	0.08	0.25	0.019	0.061	0.005	0.006	0.432
D	0.08	0.21	1.34	0.014	0.005	—	0.20	0.032	—	0.037	0.006	0.360

$$* C_{eq} = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{14}V + \frac{1}{13}Cu + \frac{1}{2}P$$

b. Processing condition and mechanical properties (transverse direction).

Steel	Thickness (mm)	Total rolling reduction below 900°C (%)	YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	$\frac{El}{GL}$ 50 mm (%)	vE_0 (kgm)	vE_s (kgm)	vT_s (°C)	BDWTT 50%FATT (°C)
A	12.7	(normalized)	43.1	59.0	42.0	7.0	7.3	-38	-20
B	16.0	25	45.5	60.5	37.2	6.3	6.4	-37	-16
C	14.3	40	49.5	58.6	40.0	7.6	7.6	-52	-33
D	12.7	60	50.1	58.1	43.0	11.3	11.3	-72	-45

Charpy specimen: full size

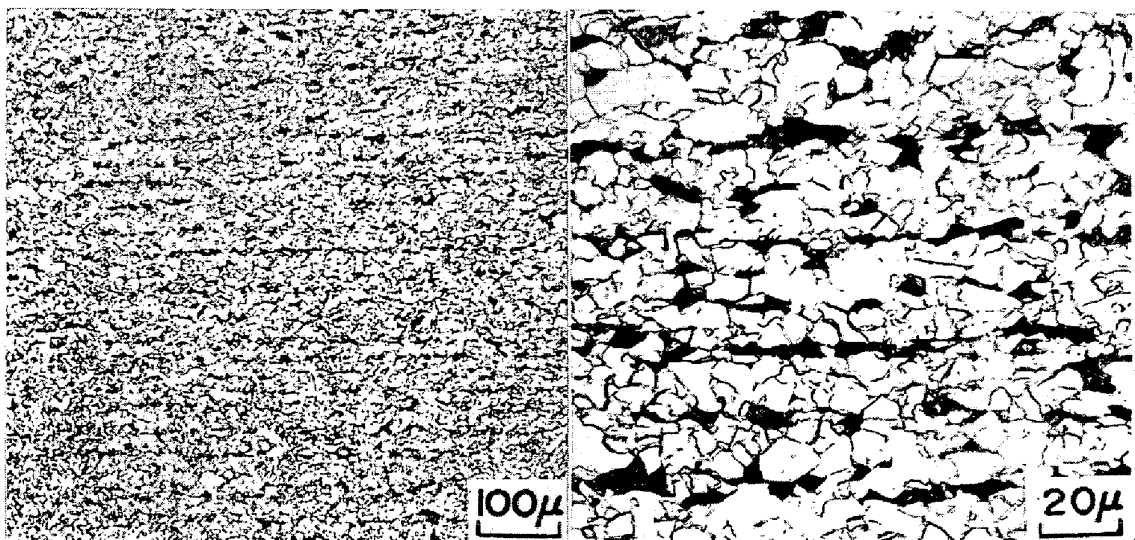


Photo. 2. Microstructure of control-rolled line pipe steel. Steel D in Table 6.

D 鋼はさらに C% を低下させた Cr-Nb 系低硫鋼であり, CR の程度も非常に高くなっている. これらの鋼はいずれも LD 転炉で溶製し, クロス圧延を行なっている. 表中の CR を行なつた鋼板の機械的性質はすぐれたものであり, 強度的にみると焼準の場合よりも低成分系で高い強度を得ており, 当然溶接性の点で CR 型の方が有利である. vT_s も CR が強い場合は焼準処理では到達できないほど低温になり, その値は調質鋼に匹敵するものである. 同様に高張力ラインパイプの性能として重視される BDWTT (Battelle Drop Weight Tear Test) の 50% 破面遷移温度 (50% FATT) も非常にすぐれている. vE_s のみは場合により焼準材よりは劣ることもあるが, C% の低下, 低硫化, クロス圧延などの併用により, C, D 鋼にみられるような高い値も可能である. D 鋼の総合的な性能は, 従来非調質鋼では実用的に到達不可能と考えられていたものである.

4. ま と め

コントロールド・ローリング (CR) による製造を前提として, 低炭素当量で高強度とすぐれた低温靱性を与える成分系を実験的に検討し, 最適成分系を明らかにした. また工場圧延の要因として, CR の破面遷移温度 (vT_s) への効果, shelf energy (vE_s) におよぼす S%, クロス圧延の影響を検討した. またこれらの結果にもとづき, 実際に高張力ラインパイプ原板を製造した例についてもふれた. 要点は下記のように要約できる.

- (1) CR を行なう場合, もつとも有効に vT_s を低下させる元素は Nb である. Nb+V も本質的には Nb と同様な効果を示すが, V 単独は vT_s の低下にあまり有効でない. vT_s をそこなわずに強度を上昇させるには Nb あるいは Nb+V 添加がよい. 微量の Cu, Cr, Ni の添加はそれ自体では強度を上昇させないが, Nb, V と併用することにより Nb, V による強度上昇を相乗作用的に高める. C を 0.07% 程度に低下させると vE_s が改善される.
- (2) CR の vT_s にたいする効果は, たとえば 900°C 以下の合計圧下率で整理することができ, この値が大きくなるほど vT_s は低下する.
- (3) S% を低下させると, とくに C 方向の vE_s が上昇する. またクロス圧延比と L, C 方向の vE_s の比の間には一定の安定した関係がある. S%, クロス圧延比が与えられれば, これらの関係にもとづいて L, C 各方向の vE_s を推定することができる. また CR の度合を強めると vE_s は多少低下する.
- (4) 実際に CR により製造した鋼板では, 焼準材より

も低合金成分系であるにもかかわらず, より高い強度, よりすぐれた低温靱性が得られるが, これらの水準は従来非調質では不可能と考えられていたものである.

付録「圧延比と shelf energy の関係の定量的取扱い」

圧延の延性におよぼす影響は, いわゆる鍛造効果による鑄造組織の改善と, 展伸しやすい A 系非金属介在物の形状および方向性の影響として理解される. しかし総圧延比がすくなくとも 20~30 以上の実際の厚中板の圧延では主として A 系介在物の影響を問題にすることになる. 本項ではこのような領域で, クロス圧延比が変化した場合の shelf energy の変化を単純なモデルにより定量的に記述し, クロス圧延比に依存しない標準化した shelf energy を求める方法について検討する.

圧延比と shelf energy の関係について従来得られている経験を整理するとつぎのようになる. ただし L を最終圧延方向, C をこれと直角方向として, R_L, R_C はそれぞれ L 方向, C 方向の圧延比, R を総圧延比とする. また vE_{sL}, vE_{sC} はそれぞれ L 方向, C 方向の shelf energy である.

- (1) R_L が増すと vE_{sC} は低下する²⁴⁾²⁵⁾.
- (2) vE_{sL}/vE_{sC} は R_L/R_C の関数であり, R_L/R_C が 30 以上程度になると vE_{sL}/vE_{sC} は一定値に漸近する傾向がある²⁶⁾. この値は 3.0~3.5 程度であり²⁷⁾, たとえば一方向のみの圧延でもこの比は 3.5 程度になることが経験されている.
- (3) 上の 2 つの関係は L, C 方向について近似的に対称である.

これら 3 つの関係から vE_{sL}, vE_{sC} はそれぞれ R_C, R_L の減少関数 (たとえば $1/R_C, -\log R_C$) であらわせることがわかる. ここでは取り扱いを簡単にするために $1/R_C$ の形を仮定すると (1) の関係はつぎのようになる.

$$vE_{sL} = vE_s^* (1 + \alpha/R_C) \dots\dots\dots (A1)$$

$$vE_{sC} = vE_s^* (1 + \alpha'/R_L) \dots\dots\dots (A2)$$

ただし α, α' は定数であり, vE_s^* は主として S% で決定される標準化された shelf energy である. (A1), (A2) 式から vE_s^* を消去すると (A3) 式, すなわち上の (2) の関係をあらわす式が得られる.

$$f \equiv vE_{sL}/vE_{sC} \\ = (R_L/R_C)(R_C + \alpha)/(R_L + \alpha') \dots\dots\dots (A3)$$

この式は $R = R_L \cdot R_C$ の関係から

$$f = [\sqrt{R} + \alpha\sqrt{Q}]/[\sqrt{R} + (\alpha'/\sqrt{Q})] \dots\dots\dots (A4)$$

のように書くこともできる. ただし Q はクロス圧延比 R_L/R_C である. (A4) 式は α, α' を adjustable parameter として実測の f (Fig. 9) にあてはめることができ, Fig.

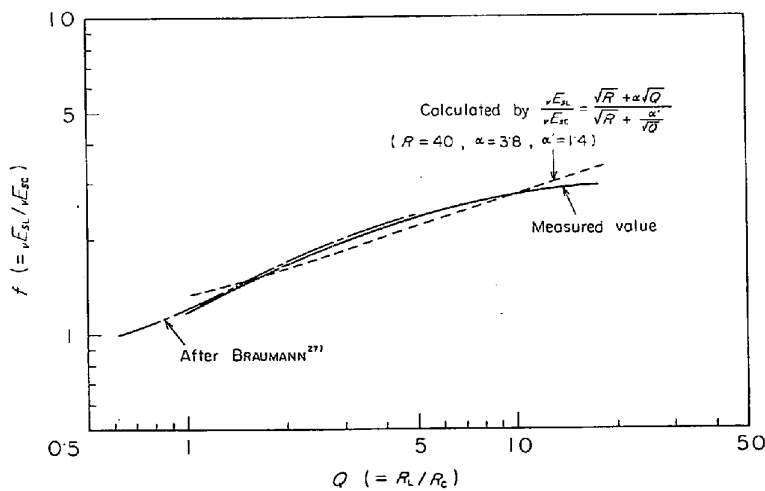


Fig. A1. Comparison of the measured and calculated ratio of shelf energy longitudinal to transverse.

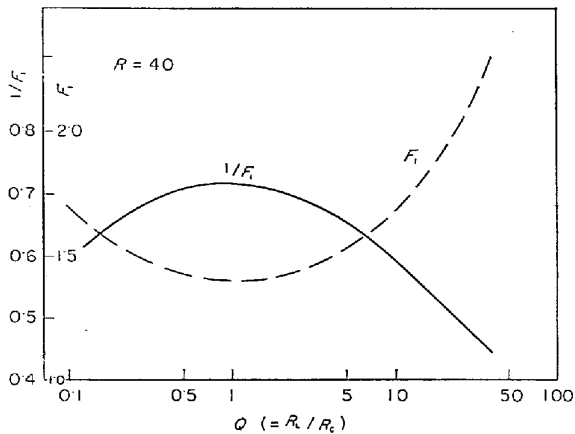


Fig. A2. Example of calculated correction factor (F_1) of shelf energy. $R=40$. $\alpha=\alpha'=2.5$

A1 にそのような例を示すが、上に示したような式による取り扱いでも実用範囲の Q でほぼ満足できる精度を与えるものであることがわかる。Fig. A1 では $\alpha > \alpha'$ になっているが、これは最終圧延 (L 方向) の温度は C 方向圧延の温度よりも低く、A 系介在物の展伸には同じ圧延比でも L 方向圧下の方が大きい影響を有するものとして理解できる²³⁾²⁸⁾。

以上の関係にもとづいて vE_{sL} と vE_{sC} 、および R, Q により変化しない量 vE_s^* を求めることができる。実際的な取り扱いからは、 $(vE_{sL} + vE_{sC})/2$ または $\sqrt{vE_{sL} \cdot vE_{sC}}$ が一定値に近いことが予想されるが (Fig. 10)、前者については (A5) 式のようなになる。ただし簡単のために $\alpha = \alpha'$ としておく。

$$\frac{vE_{sL} + vE_{sC}}{2} = \left[1 + \frac{\alpha}{2\sqrt{R \cdot Q}}(Q + 1) \right] \cdot vE_s^* \dots (A5)$$

この式から vE_{sL} と vE_{sC} の算術平均は一定でなく、 R, Q

により変化することがわかる。上式の右辺の [] を F_1 とし、 $R=40$ 、 $\alpha=2.5$ の場合*について $F_1, 1/F_1$ をプロットしたのが Fig. A2 であり、 $Q \approx 1$ のときは $Q \gg 1$ にくらべて算術平均は低くなり、実際の現象をよくあらわしている。(A5) 式から vE_s^* を推定することができる。

以上の手続きによりたとえば R がほぼ一定の条件の下で $S\% \sim vE_s^*$ (Fig. 11) $Q \sim f$ (Fig. 9) が実測値から決定されていれば、任意の $S\%$ および Q における vE_{sC} (あるいは vE_{sL}) は下式から推定できる (Fig. 9 参照)。

$$vE_{sC} = \frac{2}{f + 1} \cdot F_1 \cdot vE_s^* \dots (A6)$$

同様な関係は幾何平均についても得られるが、ここでは省略する。

文 献

- 1) R. W. VANDERBECK: Weld. J., 37 (1958) 3, p. 114 s
- 2) J. H. van der VEEN: Rev. Mét., 65 (1968) 1, p. 1
- 3) W. ZIMNIK, J. PETERSEN, and R. BLECHER: Bänder Bleche Rohr, 10 (1969) 7, p. 407
- 4) W. vor dem ESCHÉ and A. DREVERMANN: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 4, p. 179
- 5) R. JAMIESON and J. W. THOMAS: ISI Publication No 104 (1967), p. 299
- 6) J. W. THOMPSON: ibid., p. 173
- 7) T. GEORGE: ibid., p. 123
- 8) J. J. IRANI, D. BURTON, J. D. JONES, and A. B. ROTHWELL: ibid., p. 73
- 9) 久保田, 小指, 清水, 村井, 金子: 日本鋼管技報 No 46 (1969), p. 205
- 10) M. CIVALLERO and C. PARRINI: Proc. ICSTIS (Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971)), p. 759
- 11) R. A. GRANGE: Fundamentals of Deformation Processing, ed. by W. A. BACKOFEN, et al., (1964), p. 299 [Syracuse Univ. Press]
- 12) R. PRIESTNER, C. C. EARLEY, and J. H. RENDALL: JISI, 206 (1968) 12, p. 1 252
- 13) K. J. IRVINE, T. GLADMAN, J. ORR, and F. B. PICKERING: ibid., 208 (1970) 8, p. 717
- 14) R. B. G. YEO, A. G. MELVILLE, P. E. REPAS, and J. M. GRAY: J. Metals, 20 (1968) 6, p. 33
- 15) 丸山, 影山, 関根: 鉄と鋼, 57 (1971) 11, p. S 625
- 16) I. KOZASU: Trans. ISIJ, 12 (1972) 3, p. 241
- 17) I. KOZASU, T. SHIMIZU, and K. TSUKADA: Trans. ISIJ, 12 (1972) 4, p. 305
- 18) 荒木, 難波, 青木, 金尾: 鉄と鋼, 56 (1970) 12, p. 1 501

* $Q=1$ で $f=1$, $Q=40$ で $f=3.3$ ((2) の関係にもとづく)

- 19) 久保田, 小指, 城戸, 清水: 鉄と鋼, 54(1968) 8 p. 954
 - 20) H. G. SUZUKI, T. SATO, and M. TANINO: Proc. ICSTIS (Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971)), p. 1082
 - 21) J. M. GRAY and R. B. G. YEO: Trans. ASM, 61 (1968) 2, p. 255
 - 22) W. E. DUCKWORTH, R. PHILLIPS, and J. A. CHAPMAN: JISI, 233 (1965) 11, p. 1108
 - 23) I. KOZASU and H. KUBOTA: Trans. ISIJ, 11 (1971) 5, p. 321
 - 24) H. A. VOGELS and F. BRÜNING: Arch. Eisenhüttenw., 35 (1964) 2, p. 115
 - 25) W. DAHL, H. HENGSTENBERG, and C. DÜREN: Stahl u. Eisen, 83 (1968) 8, p. 364
 - 26) J. DEGENKOLBE and W. NEUHAUS: *ibid.*, 83(1963) 21, p. 1294
 - 27) F. BRAUMANN: *ibid.*, 83 (1963) 22, p. 1356
 - 28) W. DAHL, H. HENGSTENBERG, and C. DÜREN: *ibid.*, 86 (1968) 13, p. 782
-