

## 論 文

UDC 669.14.018.295 : 539.55

## 低炭素非調質高靱性鋼に関する研究\*

前川 静弥\*\*・宮野 樺太男\*\*\*・島崎 正英\*\*\*\*

## A Study of As-rolled Low-carbon, High Notch-Toughness Steels

Shizuya MAEKAWA, Katao MIYANO, and Masahide SHIMAZAKI

## Synopsis:

Studies have been made in order to develop a new steel which is usable in as-rolled condition for low temperature service. Fine grained steels with low carbon contents of below 0.10% finish-rolled from relatively low reheating temperature, are expected to have ultrafine grains. The effects of chemical composition and rolling variables on the microstructures and notch toughness of low carbon fine grained steels are examined in relation to metallurgical factors.

The results are as follows:

(1) When the slabs are reheated at 900~950°C and finish-rolled with 50% total reduction, the ferrite grain size decreases progressively with the decrement of finish rolling temperature down to below 770°C until a limiting value.

(2) The addition of grain refiners such as vanadium, niobium, aluminium, titanium and manganese markedly refines the ferrite grain size of steels rolled from relatively low soaking temperature and yields a high notch toughness in as-rolled condition.

(3) As for the finish rolling variables, the soaking temperature of slab must be so selected that there are large amounts of precipitates remained insoluble and that they still act as grain refiners.

The lower reheating temperature yields a good notch toughness even after a small total deformation.

(4) The good notch toughness of steel plates rolled from low reheating temperature is mainly due to fine ferrite grain size, but partly due to mechanical fibering of ferrite and pearlite which may induce microfissuring in the plane of the plate at the notch root, with the effect that stress triaxiality is relieved and transition temperature depressed.

(5) A combination of niobium and titanium as the grain refiners improves notch toughness, especially at the grain coarsened region of HAZ.

Based on the above results, a new weldable structural steel has been developed which contains small amount of nickel, but provides transition temperature as low as -100°C

(Received Mar. 8, 1972)

## 1. 結 言

フェライト・パーライト組織を持つ低炭素非調質細粒鋼においては、フェライト結晶粒が細くなるにしたがい、またパーライト量が減少すればするほど、良好な低温靱性が期待される。

パーライト量を減少させるためにC量をできるだけ下げ、Mn量をベイナイトが生成しない範囲で多量に添加してA<sub>3</sub>変態点を低目にし、さらにNb, V, Ti, Alなど結晶粒微細化元素を微量添加して細粒鋼としたものについては、BISRAの“Pearlite Reduced Steel”をはじ

め多くの報告がある<sup>1)~4)</sup>。これらはパーライト量を減少させることにより靱性の向上と溶接性の改善を期待するとともに、炭・窒化物の分散析出による結晶粒の微細化ならびに析出硬化で強度低下を補ったものである。

IRVINE<sup>5)</sup>, PHILLIPS<sup>6)</sup>らは、さらに圧延ままのフェライトパーライト鋼の機械的性質に及ぼす因子として化学成

\* 昭和45年10月、昭和46年10月本会講演大会にて発表

昭和47年3月8日受付

\*\* (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 理博

\*\*\* (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 工博

\*\*\*\* (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所

分バランスのほかに、(1)総加工度、(2)加工を行なう温度範囲、(3)加工が与えられたオーステナイトの再結晶挙動、(4)加工終了後の  $\gamma$ - $\alpha$  変態領域における冷却速度、など加工上の因子がフェライト結晶粒微細化の点でとくに重要であるとしている。商用鋼の場合、加工前の均熱温度は通常 1100~1300°C の高温である。この温度領域では Nb, V および Al などの化合物の大部分は鉄基地中に再固溶しており、熱間加工時の比較的ゆるやかな冷却途中に再析出してオーステナイト結晶粒を微細にする。また Nb の添加は加工されたオーステナイトの再結晶速度を著しく遅くする<sup>17)</sup>。このため加工終了温度をできるだけ下げ、また加工の末期に大きな変形を与えることが最終製品のフェライト結晶粒微細化にとくに有効とされている<sup>18)</sup>。

このようにして製造された細粒鋼では、フェライト結晶粒度 6~9、強度 45~60 kg/mm<sup>2</sup>、V シャルピー破面遷移温度 -40~-80°C 程度のものが得られている。ただし結晶粒の微細化による靱性改善がある一方、Nb, V を含んだ細粒鋼では炭・窒化物の析出硬化による脆化があるので良好な靱性を得るためには焼準処理が必要である。

さらに微細な結晶粒度を得るために、GRANGE<sup>9)</sup>は  $A_{C3}$  直上で加工する処理法や、 $A_{C3}$  直上に急熱急冷を繰り返す処理法を考案して粒度番号 15 以上の超細粒鋼を得ている。ただしこれは比較的小型の鋼材以外は適用がむずかしいと思われる。

しかしながら大型鋼材においても、通常の熱間加工均熱温度領域よりもさらに低温の温度領域を均熱条件に採

用し、もともとオーステナイト結晶粒が微細な状態を出発点として加工再結晶サイクルを与えてやれば超細粒鋼は十分に工業的に製造可能と考えられるが、この点に関する研究はいまだ見あたらない。

そこで筆者らは Ni を含まず圧延のまま低 Ni (2.5~3.5% Ni) 低温用鋼と同等の低温靱性を持つ非調質高靱性鋼の開発を図ることにした。そのためにまず従来の細粒フェライト鋼よりもさらに微細な組織を得ることに主眼を置き、オーステナイト結晶粒が粗大化しない比較的低温の均熱温度を採用した場合、圧延まま材の機械的性質に及ぼす成分系および熱間圧延条件の検討を行なった(以下本文中では荒地材を、いつたん冷却後 1050°C 以下の低い均熱温度に再加熱して仕上げ圧延する操作を低温再加熱圧延と総称する)。

## 2. 実験方法

あくまでも圧延ままの状態、強度とすぐれた靱性を狙う目的から、C量 0.10% 以下の低炭素鋼を基本成分とした実験室溶解鋼についてつぎのような成分系および圧延条件に関する実験を行なった。

### 2.1 供試材

まず低温再加熱圧延材の機械的性質に及ぼす化学成分の影響を調べるために、Table 1 に示す化学成分系列の試料を約 30 チャージ溶製した。溶解は電解鉄、純金属、鉄母合金などを素材として、5 kg 高周波炉にて大気中で行なった。これらはすべて熱間鍛造して肉厚 30 mm の圧延粗材とされた(スラブ寸法: 30×90×200 mm)。

つぎに熱間加工上の因子、とくに仕上げ圧延時の均熱

Table 1. Chemical composition of 5 kg melt laboratory steels (wt%).

Rolling* procedure	Type of steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Ti	sol Al	N
A, B	Plain carbon	0.07	0.26/ 0.40	0.84/ 1.58	0.010	0.010	—	—	—	0.002/ 0.004	0.0053/ 0.0058
A	V grain refined	0.07	0.38/ 0.40	1.48/ 1.52	0.010	0.010	—	0.040/ 0.200	—	0.004/ 0.008	0.0048/ 0.0062
A, B	Nb grain refined	0.07/ 0.09	0.26/ 0.40	0.84/ 1.58	0.010	0.010	0.030/ 0.200	—	—	0.002/ 0.005	0.0042/ 0.0064
A	V-Nb grain refined	0.07	0.36/ 0.42	1.47/ 1.55	0.010	0.010	0.019/ 0.160	0.040/ 0.152	—	0.004/ 0.007	0.0045/ 0.0061
B	Nb-Ti grain refined	0.07	0.26/ 0.28	0.84/ 0.92	0.010	0.010	0.039/ 0.100	—	0.018/ 0.062	0.006/ 0.009	0.0044/ 0.0060
B	Nb-Al grain refined	0.07	0.26/ 0.28	0.84/ 1.06	0.010	0.010	0.050	—	—	0.012/ 0.040	0.0065/ 0.0114

\* Each rolling procedure is shown in Table 3.

Table 2. Chemical compositions of 100 kg melt laboratory steels (wt %).

Rolling procedure*	Type of steel	Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Ti	sol Al	N
C	Plain carbon	1	0.090	0.21	1.35	0.006	0.014	—	—	—	0.003	0.0100
D	Nb grain refined	2	0.100	0.48	1.62	0.023	0.020	0.071	—	—	0.012	0.0099
C		3	0.090	0.17	1.25	0.008	0.018	0.032	—	—	0.005	0.0115
		4	0.080	0.18	1.25	0.005	0.018	0.069	—	—	0.003	0.0118
C	Nb-Ti grain refined	5	0.090	0.19	1.25	0.008	0.019	0.036	—	0.020	0.006	0.0130
D	Nb-V grain refined	6	0.100	0.46	1.57	0.021	0.024	0.070	0.052	—	0.020	0.0100

\* Each rolling procedure is shown in Table 3.

Table 3. Rolling procedure of laboratory steels.

Procedure	Slab thickness (mm)	Soaking temperature (°C)	No. of rolling passes	Total reduction (%)	Finishing temperature (°C)	Final plate thickness (mm)
A	30	900	3	50	740~820	15
B	30	950	4	50	730~800	15
C	50	1 250, 950, 900	7	66	715~825	17
D	50	1 250, 1 050, 950, 900	2~15	10~70	730~760	45~15

条件, 圧延率および仕上がり温度の影響を調べる試料として, 上記低炭素細粒鋼化学成分範囲の中から代表的なものを選び大気中高周波溶解炉にて 100 kg 鋼塊を溶製した. 溶解素材として市販低炭素鋼を使用し, 電解鉄および純金属, 鉄母合金を適宜添加したものであり, Table 2 にその化学成分を示す. これらの鋼塊は 50 mm 厚のスラブに鍛伸して圧延粗材とした.

2.2 試料の圧延

30 mm 厚のスラブはすべて 900°C ないしは 950°C の低い均熱温度より, 小型 4 段可逆圧延機にて 15 mm 厚まで圧延した.

均熱温度 900°C のものは, 圧下量 6+6+3 mm の 3 パスで圧延し, 950°C のものは 5+5+3+2 mm の 4 パスで仕上げ圧延を行なった. 均熱状態におけるオーステナイト粒度は Nb, V, Ti, Al などを微量添加した細粒鋼で 5.5~8.5 の範囲内にあり, 炭素鋼では 3~5.5 であつた. 圧延仕上がり温度は本鋼種の Ar<sub>3</sub> 点近傍の温度 750~800°C を目標とし, 測温はロールを通過した直後の鋼板表面について接触温度計を用いた.

50 mm 厚スラブは, 50×100×150 mm に分塊し, 仕上げ圧延前の均熱温度を 900°C より 1 250°C の各段階に変化させた. 総圧延率は 10~70% の各段階を選び, また圧延仕上がり温度も最終 3 パスの温度コントロールに

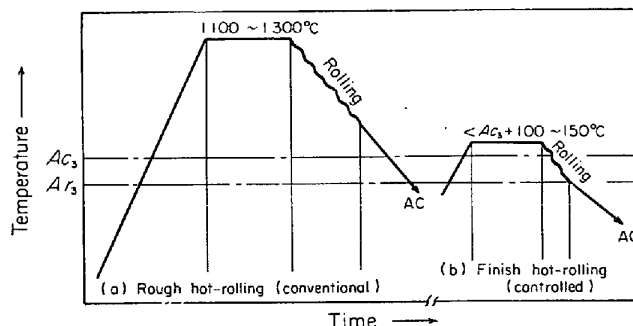


Fig. 1. Schematic diagram of rolling schedule aimed to obtain ultra-fine grained steel plates.

より変化させた. なお圧延後の試料はすべて空冷した. これら圧延要領を Fig. 1 および Table 3 に示す.

2.3 機械試験および組織

圧延まま材の板厚中心を試片中心として, 圧延方向に JIS 4号 2 mm V ノッチシャルピー試片および丸棒抗張試片 (平行部: 9.9 mm φ, 50 mm G. L.) を採取して機械的性質を調べた. 比較のために, 一部は焼準処理が行なわれたものについても試験を行なった.

組織観察は, 圧延面に平行な板厚中心面, 圧延方向に平行および直角な断面の 3 面について平均フェライト粒径を求め, パーライト量で補正を行なった.

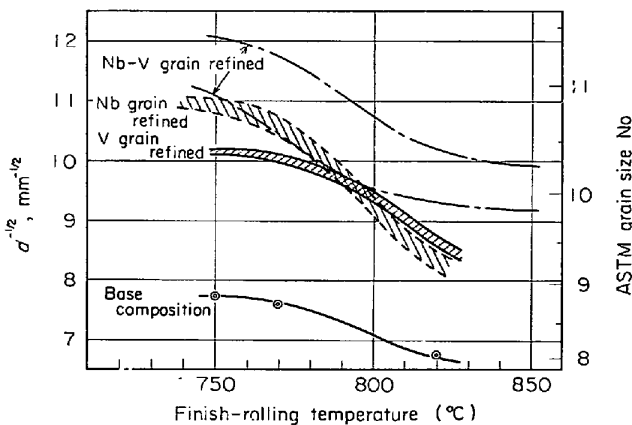
## 2.4 実用鋼板の確性

小型鋼塊での結果をもとにして、現場規模で試作した実用鋼板について、母材および溶接部の性状を実用的見地から検討した。その実験手順については後述の各節で述べる。

## 3. 実験結果

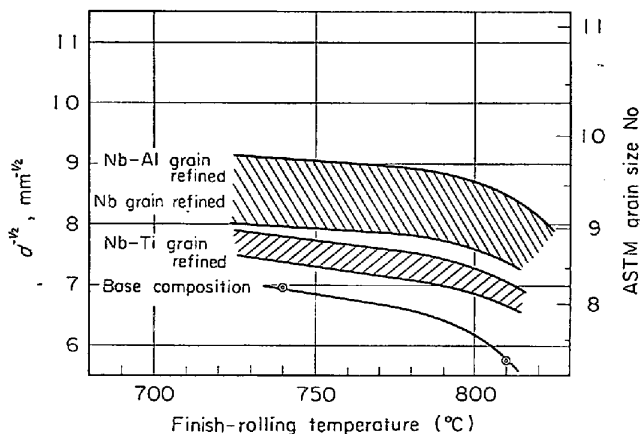
### 3.1 15mm 厚材の圧延仕上げ温度とフェライト粒度

Table 1 に示す小型鋼塊の 30 mm 厚スラブを 900°C および 950°C に再加熱し、板厚 15 mm まで熱間圧延した場合の圧延仕上げ温度とフェライト粒度との関係をそれぞれ Fig. 2~3 に示す。900°C 再加熱圧延材の基本成分では Mn 量が高く、 $A_{r3}$  変態点は試料の冷却速



Base composition : 0.07/0.09C, 0.34/0.40Si, 1.45/1.58Mn,  
Nb grain refined : 0.03/0.20Nb  
V grain refined : 0.04/0.20V  
Nb-V grain refined : 0.02/0.16Nb, 0.04/0.15V

Fig. 2. Effect of finish-rolling temperature on the ferrite grain size of 15mm thk, steel plates rolled from 900°C.



Base composition : 0.07C, 0.26/0.30Si, 0.84/0.90Mn  
Nb grain refined : 0.03/0.10Nb  
Nb-Al grain refined : 0.05Nb, 0.012/0.040 sol Al  
Nb-Ti grain refined : 0.04/0.07Nb, 0.03/0.06Ti

Fig. 3. Effect of finish-rolling temperature on the ferrite grain size of 15mm thk, steel plates rolled from 950°C.

度 (約 40°C/min) では 730~700°C となる。この基本成分鋼においても 800°C 以上の仕上げで ASTM 粒度番号 8 程度のものが得られ、商用細粒鋼とほぼ同じ細かさであり、さらに圧延仕上げ温度の低下とともにフェライト結晶粒 (以下単に結晶粒と略す) はますます微細となるが、770°C 以下の仕上げではほぼ一定の粒度のもの (粒度番号 9) が得られるようになる。

結晶粒微細化元素として知られる V および Nb をそれぞれ単独に添加した場合、粒度番号は一律に 1.5~2.0 増加する。V 処理鋼は 800°C 以上の仕上げで Nb 処理鋼よりもやや微細な結晶粒となるが、800°C 以下の仕上げでは逆に Nb 処理したもののほうが微細となる。(Nb 処理したものは圧延仕上げ温度に敏感である。) Nb-V 複合処理したものは、それぞれの単独処理の場合よりもさらに結晶粒は微細となり、粒度番号 11 以上のものを得ることができる。実験した Nb, V 含有量範囲では、添加量が仕上げ材の粒度に及ぼす影響はごくわずかであり、図示したばらつき範囲内にすべて含まれてしまう。

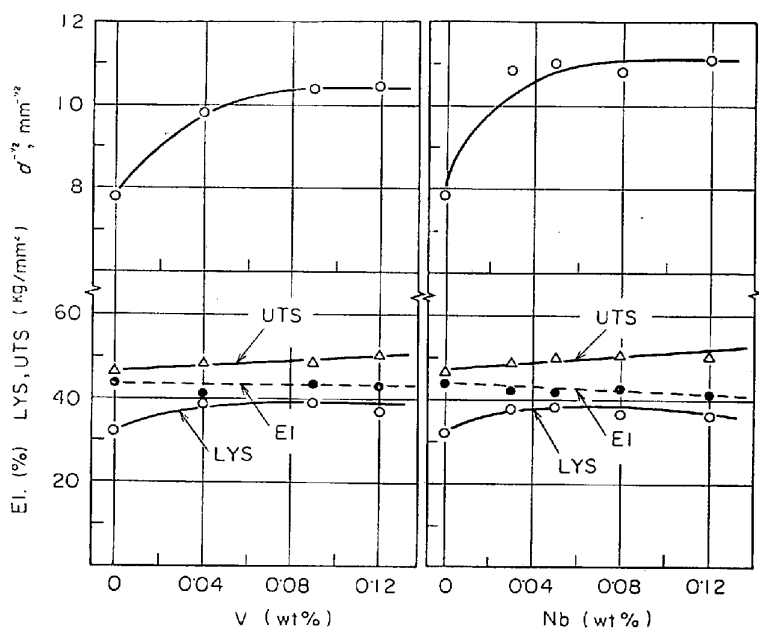
Fig. 3 の 950°C 再加熱圧延の場合も同様な傾向を示すが、基本成分の Mn 量が少なく (0.84~1.06%), 相対的に結晶粒はあらかくなっている。

これらは試料の圧延仕上げ温度と結晶粒度との関係を巨視的に見たものであるが、化学成分的に細粒化処理を行わない低炭素鋼でも低い均熱温度の採用と、圧延仕上げ温度のコントロールで十分に結晶粒の微細化が可能であることを示しており、これを Nb, V, Ti および Al などの細粒化処理と結びつけることにより粒度番号 10 以上の超細粒組織とすることも可能であることがわかった。

### 3.2 低温再加熱圧延材の機械的性質におよぼす微量添加元素および Mn の影響

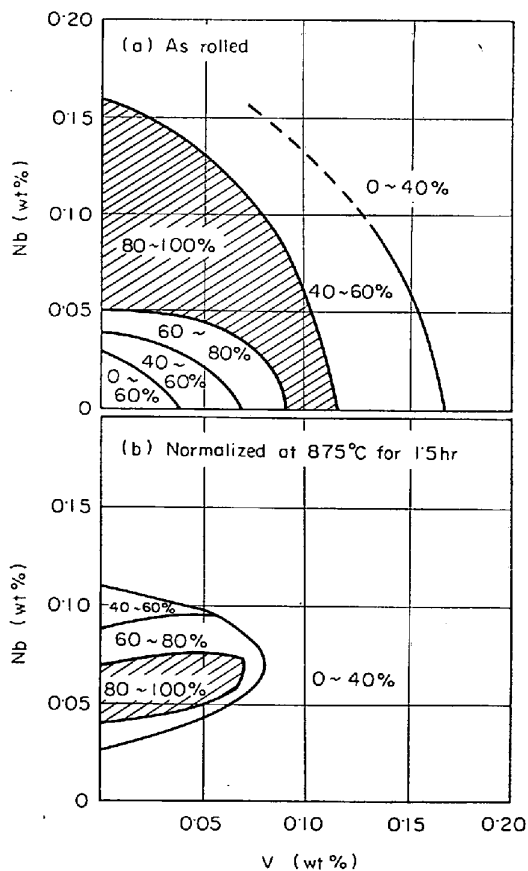
#### 3.2.1 V および Nb 添加の影響

900°C に再加熱して圧延された 15 mm 厚材の引張性質およびフェライト粒度におよぼす V および Nb の影響を、仕上げ温度約 750°C のものについて Fig. 4 に示す。V と Nb はほぼ同一の効果を有し、0.04% の添加で著しい結晶粒の微細化が認められるが、それ以上の添加による効果はごくわずかである。添加量の増加とともに引張強さはわずかに増し、伸びは減少する。降伏強さは結晶粒の微細化傾向と対応して、0.04% 以上の V および Nb の添加はあまり効果がない。これは商用の V あるいは Nb 処理鋼と異なり、900°C の再加熱温度ではこれらの化合物の大部分は安定であり、析出硬化に伴った著しい降伏点上昇が圧延まま材に認められない



Base composition : 0.07/0.09C, 0.34/0.40Si, 1.45/1.58Mn  
Finish rolling temp. : 740~760°C

Fig. 4. Effect of V and Nb on the ferrite grain size and tensile properties of 15mm thk, plates rolled from 900°C.

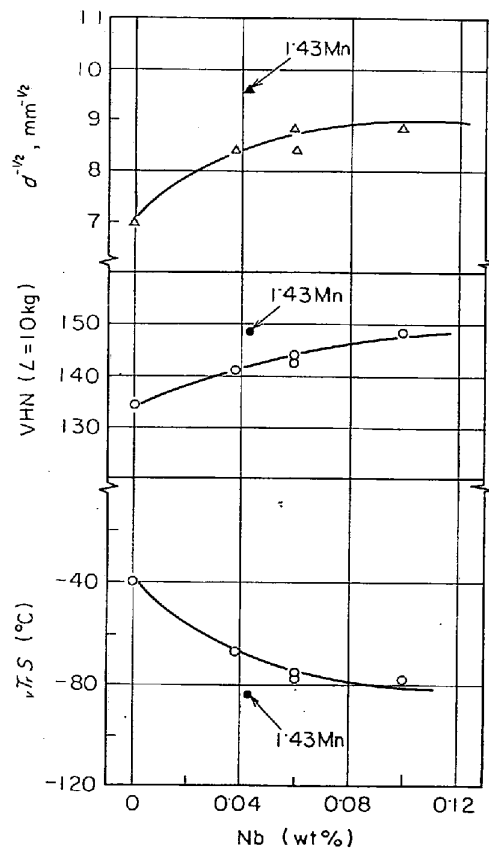


Soaking temp. : 900°C  
Finish rolling temp. : 740~770°C

Fig. 5. Distribution of % shear fracture appearance at  $-70^{\circ}\text{C}$  of 2mmV notch charpy impact test specimens. (15 mm thk. plates)

ことによる。

Fig. 5 はこれら V および Nb をそれぞれ単独および複合添加した試料の  $-70^{\circ}\text{C}$  におけるシャルピー破断面の様相を靱性破面率で整理したものである。V 単独添加よりも、0.05~0.15% の Nb 単独添加もしくはこれの一部を V で置き換えたもののほうがすぐれた靱性を示している (Fig. 5 (a))。この試料を焼準した場合 (Fig. 5 (b))、 $-70^{\circ}\text{C}$  において 100% 靱性となる領域はさらに狭くなり、0.05~0.07% の Nb 単独添加もしくはこれに 0.06% までの V を複合添加したものに限られる。これは、過剰の Nb あるいは V の添加が鉄基地中の合金元素量を増す結果となり、圧延ままの状態ではフェライト結晶粒の微細化が、固溶硬化による脆化を補なつたとしても、焼準処理は低温再加熱圧延材の結晶粒を粗大化させる (Photo. 1) ことによると考えられる。さらに V 化合物の一部は焼準により再固溶、再析出することも脆化の原



Base composition : 0.07C, 0.26/0.30Si, 0.84/0.90Mn  
Finish rolling temp. : 740~760°C

\*  $vT/2$ : 50% brittle fracture transition temperature.

Fig. 6. Effects of Nb on the ferrite grain size, hardness and notch toughness of 15mm thk. plates rolled from  $950^{\circ}\text{C}$ .

因と考えられる<sup>10)</sup>.

Fig. 6 は 950°C に再加熱後仕上げ圧延した 0.84~0.90 Mn 材に対する Nb の効果を示すもので、900°C 再加熱圧延材と同一の傾向を示している.

3.2.2 Nb-Ti 複合添加の影響

950°C に再加熱後圧延した 15 mm 厚の Nb 処理鋼に Ti を複合添加した場合の機械的性質を Table 4 に示す. Nb 処理鋼への微量 Ti 添加は結晶粒をややあらくす

るとともに強度を下げる (0.04Nb 鋼に著しい) 反面、0.03% Ti までは靱性を著しく改善する. Ti は C および N との親和力がきわめて強い元素として知られており、これら Ti 化合物が 950°C の均熱条件では安定であり鉄基地中の free C および free N を固定する結果、良好な靱性をもたらすものと考えられる.

3.2.3 Nb-Al 複合添加の影響

Fig. 7 に均熱温度を 950°C として圧延された 15 mm 厚 Nb 処理鋼のフェライト粒度および V シャルピー破面遷移温度におよぼす AlN (ヨウ素メタノール法で定量) の影響を示す. AlN 含有量が増すにつれて結晶粒は微細になるが、0.012% 以上で飽和する. 遷移温度も結晶粒の微細化と対応しており、 $v_{T,S} \approx -100 \sim -120^\circ\text{C}$  のものが得られる.

AlN の効果として、オーステナイト結晶粒の微細化<sup>7)</sup> があり、また鋼中の free N を固定してすぐれた低温靱性をもたらすものと考えられる.

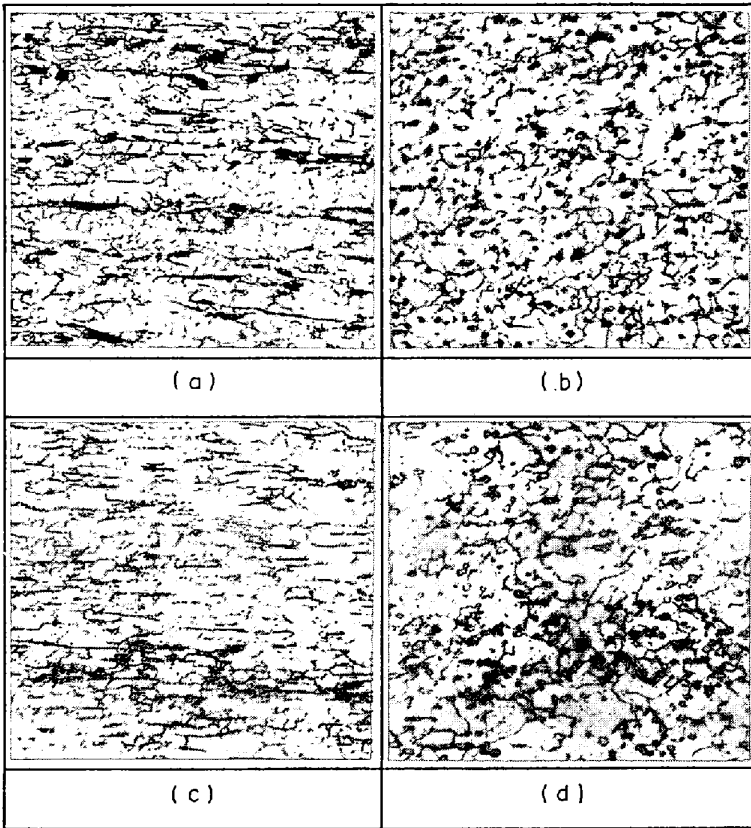
3.2.4 Mn の影響

すでに述べたように、低温再加熱圧延材においても、Mn は結晶粒の微細化にすぐれた効果が認められた. (Fig. 2, 3, 6)

Fig. 8 はこれらの効果を Mn 量に関して整理したもので、適量の Mn はフェライト結晶粒を微細にし、遷移温度を著しく低下させる点で、低炭素細粒鋼の強度と靱性のバランスを考慮する際にきわめてすぐれた合金元素と言える.

3.3 圧延条件と機械的性質

もともとオーステナイト結晶粒が微細な状態を出発点として熱間圧延を行ない、低温用鋼として圧延のまま使用可能な超細粒鋼を製造するための化学成分範囲はほぼ明らかとなつた. しかし実用上 900°C 以下からの再加熱圧延は実験室規模

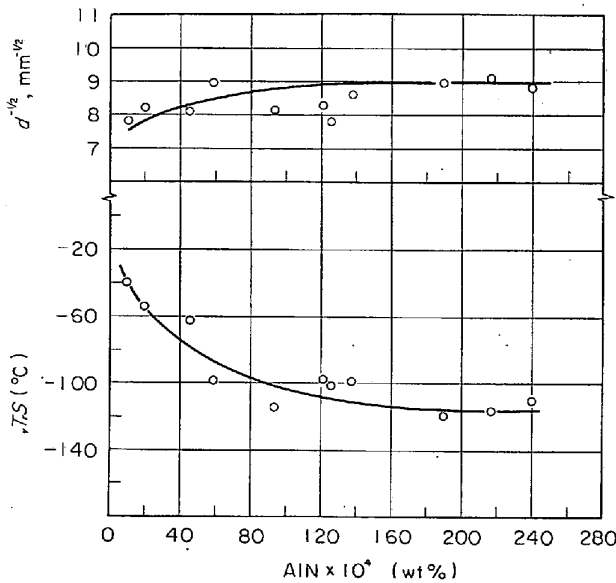


(a) 0.09C, 0.38Si, 1.55Mn, 0.07Nb As rolled.  $\times 400$  (2/3)  
 (b) Ibid Normalized.  
 (c) 0.09C, 0.40Si, 1.52Mn, 0.06Nb, 0.04V As rolled.  
 (d) Ibid Normalized.

Photo. 1. Typical microstructures of controlled rolled 15 mm thk. plates.

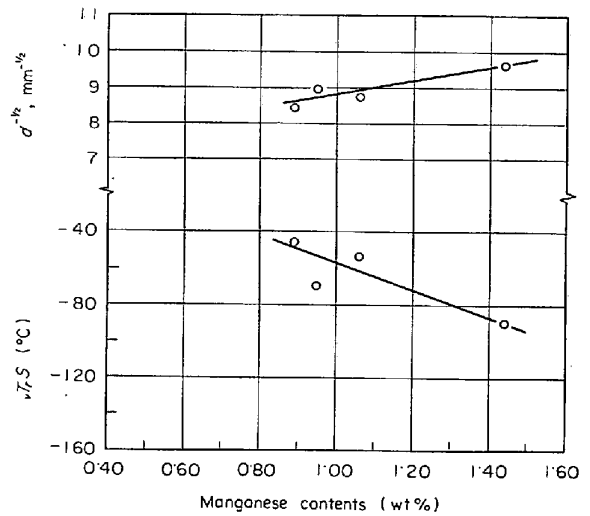
Table 4. Effects of Ti on the mechanical properties of 15 mm thk. plates rolled from 950°C.

Chemical composition (wt %)					Finish rolling temperature (°C)	$d^{-1/2}$ (mm <sup>-1/2</sup> )	Tensile tests				vE-50 (kgm)	vE-70 (kgm)	vE-90 (kgm)
C	Si	Mn	Nb	Ti			LYS (kg/mm <sup>2</sup> )	UTS (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)	RA (%)			
0.07	0.26	0.84	0.038	—	750	8.39	35.8	48.2	39.8	70.5	27.5	10.8	2.4
			0.040	0.028	730	7.70	33.2	44.5	41.8	77.5	—	16.7	8.5
		0.040	0.030	770	7.74	35.4	45.4	42.4	78.6	—	14.2	6.8	
		0.040	0.060	750	8.16	33.3	43.8	43.5	77.7	15.6	2.0	—	
	0.30	0.92	0.067	—	770	8.42	34.6	43.5	42.1	76.8	17.3	10.2	4.0
			0.070	0.029	770	7.21	32.5	44.1	43.2	77.0	—	25.3	11.6
			0.070	0.030	730	7.85	34.6	44.8	41.3	78.4	—	19.0	10.8



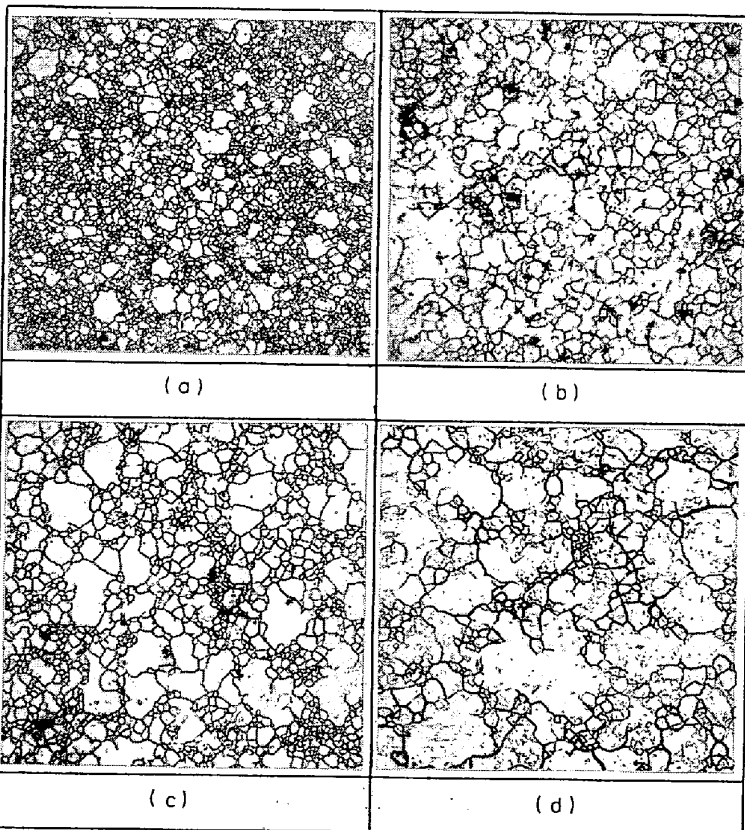
Base composition : 0.07C, 0.27Si, 0.91/1.06Mn, 0.05Nb  
Rolling procedure : B(15mm thk., finish-rolled at 740~770°C)

Fig. 7. Effect of AlN on the ferrite grain size and transition temperature of controlled rolled 0.05%Nb steels.



Base composition : 0.07C, 0.26/0.28Si, 0.04Nb.  
Rolling procedure : (15mm thk. finish rolled at 740~770°C)

Fig. 8. Effect of Mn on the transition temperature and ferrite grain size of controlled rolled 0.04% Nb steels.



Austenitized for 2 hr. at (a) 870°C, (b) 920°C, (c) 960°C, and (d) 1020°C. ×100 (5/8)

Photo. 2. Appearance of austenite grain size of steel No 2. (JIS oxidation method.)

の小型鋼材では可能としても、大型鋼材の場合は加工能力および圧延速度の面から Ar<sub>3</sub> 変態点近傍の仕上がりを

(圧延比を確保しかつ) 期待するのは経験的にむずかしいとされている。あまりにも低い圧延仕上がり温度は、圧延材の残存歪量を増し、板の曲り発生および靱性劣化があるので好ましくない。

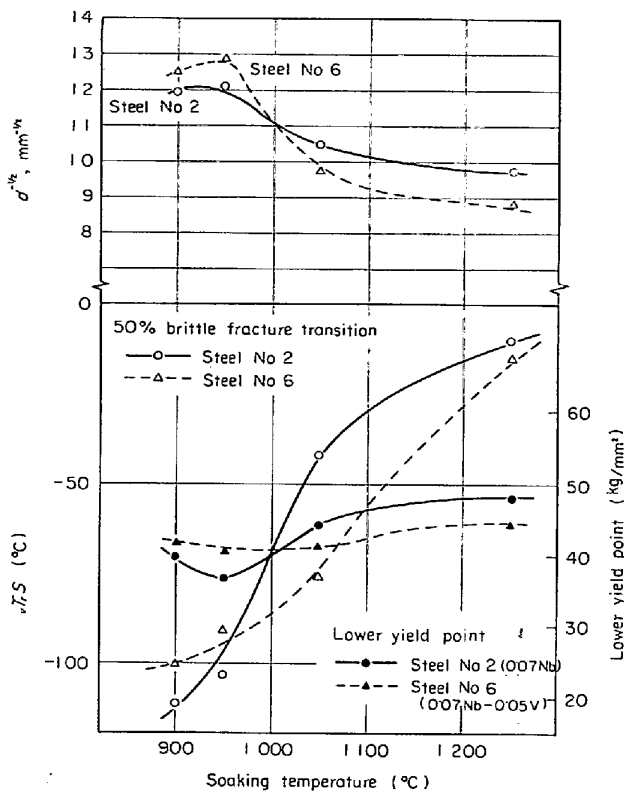
そこで、実用上どの程度まで圧延条件が圧延まま材の機械的性質に影響を及ぼすかを、100 kg 鋼塊を用いて調べた。供試材は Table 2 に示すものであり、50 mm 厚スラブとしたのち分塊して、Table 3 の圧延方法 C, D によつた。

### 3-3-1 均熱条件

Nb および V を含んだ低炭素細粒鋼では、炭・窒化物が分解再固溶するような高温領域を均熱条件とした場合、出発点におけるオーステナイト結晶粒の粗大化と圧延中および圧延後の冷却過程における再析出があり、析出硬化にともなう著しい脆化が懸念される。

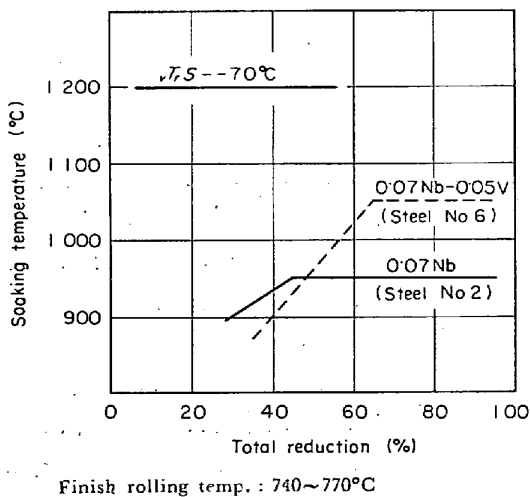
Photo. 2 に一例として Nb 処理鋼 (Steel No 2) の 50 mm スラブより採取した小試片について各均熱温度におけるオーステナイト粒度を JIS 酸化法により求めた結果を示す。

Fig. 9 はこれらの鋼について、圧延率 70%、仕上がり温度 740~770°C の場合、均熱条件が機械的性質に及ぼす影響を示す。1000°C 以上の均熱により結晶粒が著しくあらかなる (商用細粒鋼と同一レベルまで) とともに遷移温度、降伏点の上昇が認められる。結晶粒があらかなる一方、降伏点が増加するのは炭・窒化物の析出硬化に基づくものと考え



Slab thk. : 50mm, Holding time at soaking temp. : 2gr  
Total reduction : 70%, Finish rolling temp. : 740~770°C

Fig. 9. Effect of soaking temperature of slab on the ferrite grain size, transition temperature and lower yield point of as-rolled steel plates.



Finish rolling temp. : 740~770°C

Fig. 10. Range of rolling conditions for  $\nu T_5 < -70^\circ\text{C}$  obtained in as-rolled conditions.

られ、Nb 単独添加鋼の方が Nb-V 複合添加鋼よりも著しく、遷移温度も急上昇する。

これは、Nb 炭・窒化物の方が鉄基地との整合度が強いこと、V化合物は  $A_{c3}$  点以上で直ちに分解再固溶を開

始するが析出硬化の程度は Nb 化合物よりも小さいことなどによると考えられ、Nb-V 複合添加鋼では 1050°C 均熱のものでも遷移温度は  $-75^\circ\text{C}$  と良好である。

### 3.3.2 圧延率

上に述べたように均熱条件が圧延まま材の結晶粒度、機械的性質に及ぼす影響は大きい、これとともに加工度の影響も無視できない。Fig. 10 は前述の鋼 No 2 と 6 について、均熱条件、圧延率を変化させた場合の  $\nu T_5 < -70^\circ\text{C}$  の領域を示す。

Nb 処理鋼では 950°C の均熱条件で圧延率 40% 以上、900°C の場合は 30% 以上が必要である。Nb-V 複合添加の場合は圧延条件がさらに緩和され 1000~1050°C までの均熱温度が許されるが、Nb 単独添加鋼よりも圧延率をやや高くとることが要求される。

Photo. 3 にこれら圧延条件と顕微鏡組織の関係の代表例を示す。圧延率の増大とともにフェライト結晶粒はより微細となるが、パーライトは圧延方向に伸びてフェライトとパーライトの微細なラメラ組織 (laminated structure) となる。

### 3.3.3 非調質高靱性鋼の圧延仕上がり温度および圧延後の焼準処理が機械的性質に及ぼす影響について

Table 5 は低炭素鋼、Nb 処理鋼および Nb-Ti 複合添加鋼について圧延率 66% の一定条件のもとに均熱温度、仕上がり温度を変化させた場合の機械的性質を圧延のままおよび焼準の状態と比較したものである。

単純低炭素鋼においても、均熱温度と圧延仕上がり温度が低いほど結晶粒は微細となり、遷移温度も低下する。しかしながら、これらの効果は焼準処理により消滅してしまう。

Nb 添加および Nb-Ti 複合添加のものは、低温再加熱圧延の効果がさらに明りようとなり、800°C 以下の仕上がり温度で遷移温度は著しく改善される。これは加工により変形したオーステナイト結晶粒の再結晶および引続いて起こる結晶粒成長速度が 800°C 以上の高温ではまだ十分に速く、圧延まま材のフェライト粒も微細化しないためと考えられる。析出硬化を伴う高温均熱条件 (1250°C) の場合は、低い仕上がり温度でも遷移温度は高く、焼準処理が必要である。

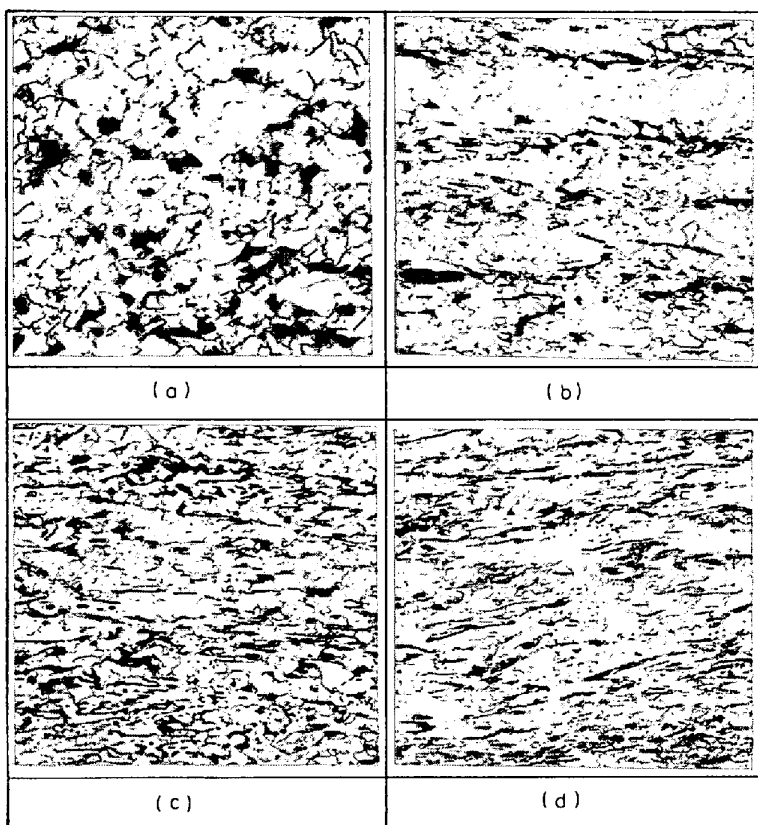
圧延まま材ですぐれた低温靱性を示していたものも、焼準処理により圧延コントロールの影響が消滅しており、これは材料固有の化学成分に支配されるオーステナイト粒度が直接に効いてくるようになるためと考えられる。



Table 5. Mechanical properties of controlled rolled steel plates.

Steel No.	Composition	Soaking temperature, °C	Finish rolling temperature, °C	$d^{-1/2}$ (mm <sup>-1/2</sup> )	As rolled						Normalized (900°C x 1.5 hr, A C)					
					Tensile properties			Tensile properties			Tensile properties			Tensile properties		
					LYS (kg/mm <sup>2</sup> )	UTS (kg/mm <sup>2</sup> )	EI (%)	RA (%)	LYS (kg/mm <sup>2</sup> )	UTS (kg/mm <sup>2</sup> )	EI (%)	RA (%)	LYS (kg/mm <sup>2</sup> )	UTS (kg/mm <sup>2</sup> )	EI (%)	RA (%)
1	Plain carbon	1 250	765	6.16	36.1	45.7	44.5	73.7	—	27.0	44.5	40.6	72.9	> -10		
		950	815	6.05	35.5	46.3	40.1	72.4	—	29.3	44.7	41.2	—	> -10		
		900	760	7.20	34.4	46.1	43.0	70.0	—	29.2	45.8	41.7	—	> -10		
3	0.03 Nb	900	755	6.21	34.4	45.7	42.6	70.4	—	—	—	—	—	—		
		1 250	760	7.76	46.0	54.5	28.4	70.0	—	36.5	48.1	40.0	74.7	-47		
		950	820	6.80	37.5	47.8	40.3	70.9	—	36.7	48.7	40.5	—	-49		
4	0.07 Nb	900	760	8.74	38.8	49.1	42.5	70.6	—	—	—	—	—	—		
		1 250	757	7.08	48.1	56.2	32.3	72.6	—	37.0	48.0	41.9	76.8	-68		
		950	825	6.35	34.7	46.0	42.9	74.0	—	36.9	47.3	41.8	—	-70		
5	0.04 Nb 0.02 Ti	900	760	9.03	40.2	48.5	41.6	76.0	—	—	—	—	—	—		
		1 250	760	8.34	43.4	53.8	37.8	70.5	—	38.0	48.2	41.7	75.2	-66		
		950	725	8.32	38.5	47.8	42.2	74.0	—	38.4	48.3	41.0	—	-68		
5	0.02 Ti	950	725	9.22	41.1	48.9	40.4	71.0	—	37.8	48.1	43.6	77.3	-70		
		900	760	8.59	39.2	48.7	42.4	73.0	—	—	—	—	—	—		

\* Total reduction : 66%, 17 mm thk.  
\*\* 50% brittle fracture transition temperature.



Total reduction : (a)10%, (b)30%, (c)50%, (d)70%  
 Finished temp. : (a)760°C, (b)750°C, (c)745°C, (d)740°C

Photo. 3. Microstructures of steel plates rolled from 950°C.  
 (Steel No 6)

#### 4. 実用鋼板の試作とその性状について

以上の結果に基づき、10 t 塩基性電気炉鋼塊を3チャージ溶製した。鋼塊は現場圧延工場の208'' 4段可逆圧延機にて荒地圧延したのち空冷して分塊した。仕上げ圧延は、750°C近傍の仕上がりを目標とした場合の作業性から、950~970°Cの各温度を均熱条件に選び3hr保持して同一圧延機によりそれぞれ所定の板厚に仕上げた。試作圧延板の板幅および長さは、それぞれ3000mmお

よび4000mmである。Table 6, 7にこれら試作圧延板のチェック分析値および圧延作業記録を示す。

得られた試作圧延板のフェライト粒度はTable 7に示すとおり、Nb-V複合添加処理のものは、仕上げ板厚が厚くなり仕上がり温度が高くなった場合(A28)でも粒度番号は10・1と微細であるが、Nb単独処理の30mm厚のもの(B30)ではややあらかくなる。Nb-Ti処理鋼では、荒地スラブの板厚が厚く仕上がり温度は730°Cとなつたが、結晶粒はさらに微細である。なお圧延時の曲がりその他圧延作業上の難点は認められなかつた。

#### 4.1 非調質高靱性鋼母材の機械的性質

Table 8に圧延ままの試作鋼板の機械的性質を示す。引張強さ52~59 kg/mm<sup>2</sup>と十分にSM 50クラスの材力を有しているが、降伏比はNb-V処理材で80~85%、Nb処理およびNb-Ti処理材で73~79%であり、むしろ調質鋼に近い高い値を有している。仕上がり材の板厚が大きく、高い仕上がり温度となつたものでは強度がやや低目となる。伸び絞りとともに圧延ままで十分に高い値を示しており、引張試験時の均一伸びは15~19%であつた。またJIS 1号曲げ試験片による密着曲げでも欠陥は認められなかつた。

Vシャルピー衝撃試験その他工業的小型試験で示される低温切欠靱性もそれぞれ圧延のままで十分に低温用鋼としての使用に耐えうる値を示した。Photo. 4に非調質高靱性鋼の代表的な破面様相を示す。室温または-50°C近傍までは完全な靱性破面となるが、それ以下の温度では一部分離状破面を示すようになり、さらに試験温度が低下して完全脆性域になるとこの分離状破面は消滅する。この分離状破面は変形したフェライトとパーライトの境界が剝離しているのが特徴である。分離状破面発生

Table 6. Check analysis of commercially produced low-carbon fine grained steels (wt%).

Steel No	Thk. (mm)	Nominal composition	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	sol-Al	N	Nb	V	Ti	C <sub>eq</sub> *
A 16	16	0.07Nb-0.05V	0.09	0.35	1.43	0.009	0.008	0.14	0.07	0.11	0.04	0.020	0.010	0.07	0.06	—	0.375
A 28	28		0.09	0.38	1.44	0.010	0.008	0.14	0.03	0.11	0.05	0.019	0.010	0.08	0.05	—	0.379
B 19	19	0.08Nb	0.08	0.36	1.59	0.009	0.008	0.20	0.09	0.11	0.03	0.012	0.008	0.08	—	—	0.403
B 30	30		0.08	0.36	1.58	0.009	0.007	0.18	0.09	0.10	0.04	0.014	0.008	0.08	—	—	0.403
C 26	26	0.06Nb-0.02Ti	0.09	0.39	1.39	0.013	0.012	0.26	0.15	0.18	0.06	0.018	0.011	0.06	—	0.026	0.389

\* C<sub>eq</sub> = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 (%)

Table 7. Rolling procedure of steel plates.

Steel No	Rough rolling of ingot		Finish rolling practice				
	Soaking temp. (°C)	Slab thk. (mm)	Soaking temp. (°C)	No of passes	Finish temp. (°C)	Total reduction (%)	ASTM grain size number
A 16	1 250	50	970	4	740	68	11·8
A 28			970	4	800	44	10·1
B 19	1 250	80	950	5	736	76	11·5
B 30			950	5	785	62	9·6
C 26	1 250	100	965	8	730	74	12·0

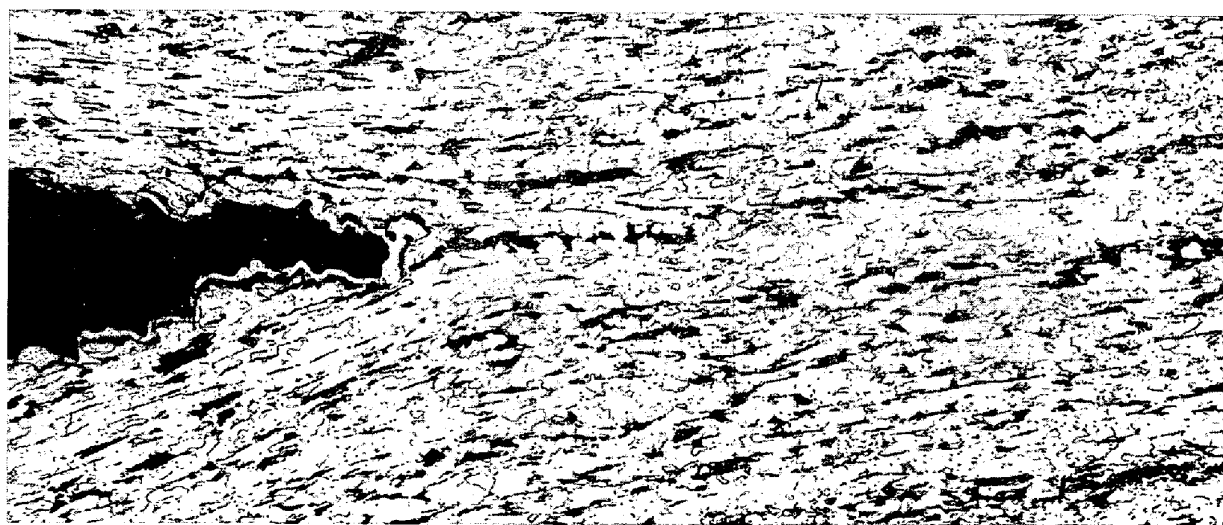
Table 8. Mechanical properties of commercially produced steel plates in as-rolled condition.

Steel No	Thk. (mm)	Direc-tion	Tensile test (JIS-4)				Bend test (JIS-1) R=0, 180°	‘V’ Charpy		2 mm press notch-ed charpy		Drop weight test*** NDTT (°C)
			LYS (kg/mm <sup>2</sup> )	UTS (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)	RA (%)		$v_{E-70}$ (kg m)	$v_{T,S^*}$ (°C)	pTc* (°C)	pTd** (°C)	
A 16	16	Long. Trans.	45·3	56·3	36·0	67·5	No defects	10·4	-124	-89	-124	-100
			48·6	58·8	36·5	65·3	No defects	9·3	-105	-84	-120	-90
A 28	28	Long. Trans.	42·6	52·9	38·0	69·8	No defects	8·1	-77	-71	-95	-75
			41·7	51·9	37·8	67·3	No defects	10·1	-77	-66	-95	-70
B 19	19	Long. Trans.	40·2	56·5	38·2	69·5	No defects	10·4	-165	-111	-144	-145
			42·4	57·3	36·2	66·0	No defects	—	—	—	—	-135
B 30	30	Long. Trans.	40·2	51·9	36·8	67·9	No defects	14·2	-91	-53	-92	-75
			40·0	52·1	37·5	67·4	No defects	—	—	—	—	—
C 26	26	Long. Trans.	42·9	55·7	37·7	69·2	No defects	12·5	-110	-98	-117	-125
			44·3	56·4	33·7	62·9	No defects	7·7	-112	-98	-112	-110

\* 50% brittle fracture transition temperature.

\*\* 100% brittle fracture transition temperature.

\*\*\* ASTM E208 Type P-3 specimens taken from the center thickness of plates.



× 200(6/7)

Photo. 4. Typical root of delaminate taken from ‘V’ Charpy impact test specimen.

傾向は、圧延率が高くなり仕上がり温度の低いものほど現われやすくなる<sup>11)</sup>。

4.2 大型脆性破壊試験による亀裂伝播抵抗

鋼材の靱性の評価には、工業的な小型試験も一応の基準とはなるが、さらに実際の構造物使用条件に近い大型脆性破壊試験で安全性を確認しておくことが設計上重要な課題となる。そこで試作圧延板 A16, B19 および C26 について破壊靱性値  $K_C$  (Stress Intensity Factor) を求めた。試験は Fig. 11 に示す Esso 試験片 (温度勾配型) によつた<sup>12)</sup>。それぞれの結果を Fig. 12 に示す。

この  $K_C$  と温度との関係から、逆に検査で見落された潜在欠陥がある場合、あるいは低温の使用応力状態でもし亀裂が発生したとしても一定の長さ以上に亀裂が伝播しない温度を求めることができる。すなわち無限板における  $K_C$  と応力、限界亀裂長さの間には  $K_C = \sigma\sqrt{\pi C}$  なる関係が知られており、WES<sup>12)</sup> では低温用鋼の材質判

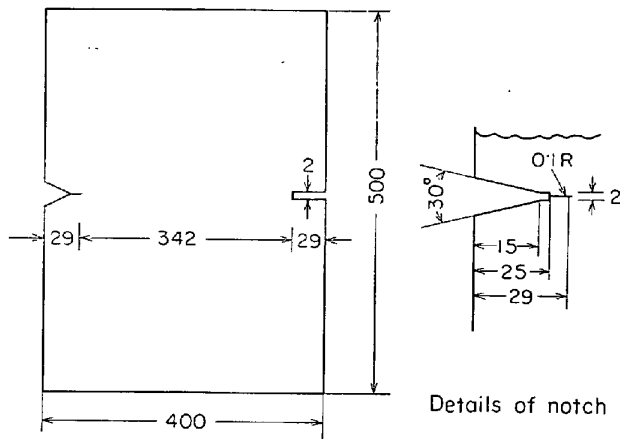


Fig. 11. Esso test specimen.

定基準として使用温度における  $K_C$  を  $C=10\text{ mm}$  (G種) および  $C=100\text{ mm}$  (A種) の場合について規定し、鋼材の使用温度における  $K_C$  がそれ以上の値を持つことを要求している。

これにしたがい非調質高靱性鋼の使用応力を  $20\text{ kg/mm}^2$  とした場合、A16 ではG種として  $-132^\circ\text{C}$ 、A種として  $-110^\circ\text{C}$  まで使用が許され、C26, B19 ではさらに低温での使用に耐えることができる (公称降伏点として  $40\text{ kg/mm}^2$  を仮定した場合で、安全率 2 とし

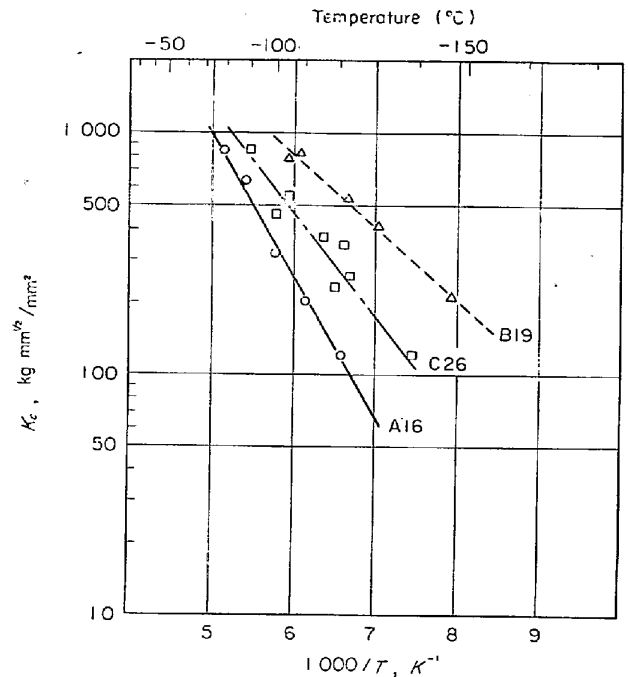


Fig. 12.  $K_C$  vs. temperature relationship. (Gradient type Esso test)

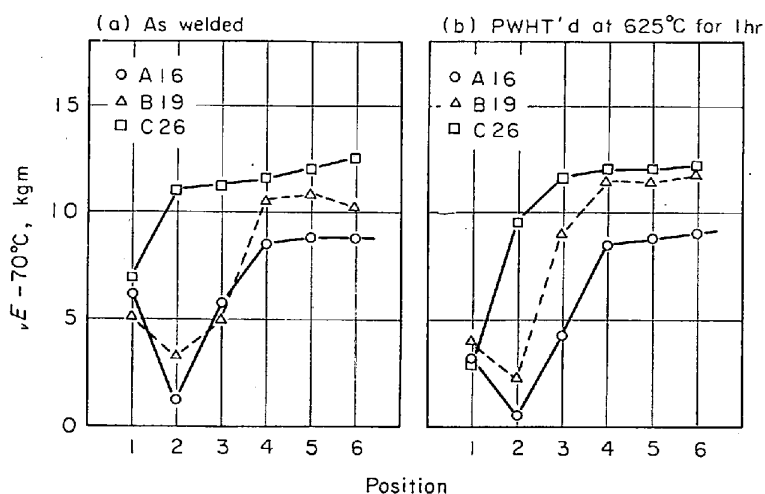
Table 9. Weldability and mechanical properties of weld joints.\*

Steel	Max. hardness of HAZ-JIS Z3211 VHN	Preheat temperature with low hydrogen electrodes-JIS Z3158	Condition**	Tensile test with JIS Z2201 type-1 specimens				Face bend -JIS Z3124 $R=1.0\text{ t}$ , $180^\circ$	Side bend -JIS Z3122 $R=1.0\text{ t}$ , $180^\circ$
				Y S (kg/mm <sup>2</sup> )	U T S (kg/mm <sup>2</sup> )	El. in 200 mm (%)	Position of failure		
A16	—	<25	AW PWHT	48.6	60.2	17.8	Base metal	No cracks	No cracks
				47.9	55.3	18.8	"	"	"
A28	297	<25	AW PWHT	43.6	55.3	24.6	Base metal	No cracks	No cracks
				42.3	52.0	23.8	"	"	"
B19	300	<25	AW PWHT	43.3	54.9	19.2	Base metal	No cracks	No cracks
				40.6	51.5	22.4	"	"	"
B30	315	<25	AW PWHT	39.8	53.1	22.4	Base metal	No cracks	No cracks
				38.5	49.5	24.8	"	"	"
C26	296	<25	AW PWHT	43.9	54.0	22.7	Base metal	No cracks	No cracks
				41.6	53.4	25.6	"	"	"

\*  $60^\circ \times$  groove with JIS DL-5016-C-1 (AWS E7016-G) electrodes.

\*\* AW: as welded

PWHT: post weld heat treated at  $625^\circ\text{C}$  for 1 hr.



Position: 1. weld metal, 2. fusion line, 3. center of HAZ, 4. boundary of HAZ, 5. 2mm from HAZ, 6. base metal

Fig. 13. 'V' Charpy impact values of weld joint.



(a) A16, (b) B19, (c) C26

Photo 5. Microstructures of HAZ coarse grained region of manual arc welds.

た).

### 4.3 非調質高靱性鋼の溶接性および溶接継手性能

低水素系の溶接棒 (4 mm φ) を使用し, 溶接電流 170 ± 10 Amp, 溶接速度 150 ± 10 mm/min の標準手溶接条件で溶接した場合の, 溶接性および溶接継手部の機械的性質を Table 9 に示す.

試作圧延板の炭素当量値は 0.403% 以下と低い (Table 6) ために, 溶接熱影響部の最高硬さは Hv 300 前後と SM 50 よりも低目であり, ルート割れ防止に必要な予熱温度は室温以下である. 継手部の強度および延性はほぼ母材と同一レベルにあり, 良好な曲げ延性を示すことがわかった.

強度とともに, 溶接構造物では溶接熱影響部の靱性が問題となる. とくに鋼の融点近くまで急熱急冷されるボンド部では, オーステナイト結晶粒の著しい粗大化が起り, 急冷された組織もあらく硬いものとなつて急激な靱性劣化は避けがたいものがある. そこで母材と比較してある程度の靱性劣化は仕方のないものとしても, 問題は劣化量の大きさである.

Fig. 13 に 3.5 Ni 系の溶接棒を使用 (4 mm φ, 標準溶接条件) した 30° レ型開先継手部のシャルピー試験結果を示す. Nb 処理および Nb-V 処理のものは溶接ままの状態でもボンド部および HAZ 中央部のシャルピー値が著しく低下する (A 16, B 19 鋼). これに 625°C × 1 hr 炉冷の溶接後熱処理サイクルを加えると, ボンド部のシャルピー値は両鋼ともさらに低下し, HAZ 中央では Nb 処理のものは回復するが, Nb-V 複合処理のものはさらに劣化する. (ここでは溶接金属の靱性劣化も認められるがこれは高 Ni 鋼に特有の焼戻し脆化である.)

これに反し Nb-Ti 複合処理したものではこの種の脆化がほとんど認められなかつた. これは Ti 化合物が高温で安定なために, 短時間の急熱急冷溶接熱サイクルでは十分に化合物の再固溶が行なわれず結晶粒の粗大化を妨げ微細なボンド部の組織がもたらす結果と考えられる (Photo. 5).

## 5. 考 察

フェライトパーライト鋼における結晶粒微細化の手段としては, 熱間加工制御のほかに, 微細な化合物の均一分散によるか, 加工終了直後の加速冷却処理が考えられる. また固溶型の合金元素の添加により Ar<sub>3</sub> 変態点を下げることも, 加工直後の加速冷却処理と似た意味を持

つ。

非調質鋼としてあくまでも圧延のまま使用することを前提とした場合、圧延後は空冷もしくは徐冷を行なつて残存する加工歪量をできるだけ小さくする必要がある。実験結果に示したごとく熱間圧延材のフェライト粒度は母材のMn量によつても左右され、950°Cの均熱温度より圧延率50%で仕上げ圧延されたNb処理鋼では、粒度番号10以上のものを得るためにMn量を1.40%以上にする必要がある。(Fig. 10)。フェライトパーライト鋼においては、化学成分とパーライト量との間により直線相関があり<sup>14)</sup>、 $\% \text{ Pearlite} = 10.7 + 110.9 (\% \text{ C}) + 11.3 (\% \text{ Mn}) + 48.4 (\% \text{ Si})$ で示される。このパーライト量は $\gamma$ 化温度からの冷却速度にあまり影響されない<sup>15)</sup>。したがつてMnの増加は鋼の $A_{r3}$ 変態点を下げフェライトの成長を妨げるとともに、パーライト量を増加させてフェライトの微細化を促進<sup>6)</sup>することに意義があると言えよう。

低温再加熱圧延される低炭素鋼にNb, V, AlおよびTiなどの結晶粒微細化元素を添加することは、均熱温度でのオーステナイト結晶粒微細化とともに、圧延中の再結晶粒成長阻止にも効果を及ぼしていると考えられる。

次に圧延条件選択の問題について補足すると、PRIESTER<sup>5)</sup>らは均熱温度より連続加工中のC-Mn鋼について各段階におけるオーステナイト粒度の変化を詳細に調べ、高温均熱条件である粗粒域より加工を開始した場合には加工による変形の繰返しにより粒度はある一定の値に達するまで微細となるが、加工開始時のオーステナイト粒度がこの一定の値よりも細かい場合には加工を重ねてもこれ以上の微細化が行なわれないことを観察している。彼らの結果によれば限界値には圧延率14~28%/passで数パスで到達し、その値は均熱条件と鋼の組成により異なるが、低い均熱条件ほど限界粒度は細くなる。しかし粒度番号10を越えることはない。これらの結果はいずれも800°C以上の高温域での加工による結晶粒微細化傾向を示しており、本実験に示される細粒化処理鋼の低温再加熱圧延の場合にはさらに未再結晶オーステナイトの挙動を加味して考慮する必要がある。

さらに低温再加熱圧延材の圧延仕上がり温度が約770°C以下では得られるフェライト粒度がほとんど変化しない理由として、このような低温域の加工では変形したオーステナイト結晶粒の再結晶開始までに数10秒を要し、さらに100%終了までに数10分を要すること<sup>8)</sup>から、見かけ上オーステナイト粒の微細化が行なわれないこと、また連続冷却中の加工であるのでこの温度域における実質的な加工量が小さいことなどが考えられる。こ

こで未再結晶オーステナイトが変態フェライト粒度にどの程度影響を及ぼすかは興味のある問題であり、今後さらに詳細な検討を重ねる必要がある。

圧延ままで良好な靱性を期待する場合、均熱条件は上述のごとく総圧延率、圧延仕上がり温度、オーステナイト結晶粒の粗粒化傾向および炭・窒化物の析出による脆化特性の4因子を総合して判断すべきで、本実験材に示されるごとく圧延率が低い場合には低い均熱条件を、圧延率が高くなり50%を越える場合には完全粗粒化温度域近傍までの高い均熱温度まで再加熱が可能となる(Fig. 9, 10)。粗粒化温度の推定は荒地スラブ中の炭窒化物の分散状態を定量的に把握すれば理論計算も可能とされているが<sup>16)</sup>簡単にはオーステナイト中の炭化物・窒化物析出開始温度が一応の目安となろう。

低温再加熱圧延材のフェライト粒度因子 $d^{-1/2}$ と降伏点および遷移温度の関係をFig. 14, 15に示す。 $d^{-1/2}$ と降伏点の間にはPETCHの相互関係 $\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2}$ ( $\sigma_i$ : 転位の移動に要する摩擦力,  $k_y$ : 材料定数)がよく知られており、低温再加熱圧延された実験室溶解の高純度鋼、ある程度の不純物を含む商用純度鋼ともにこの関係を満足する。Nb, Vなど析出硬化型の元素を含む

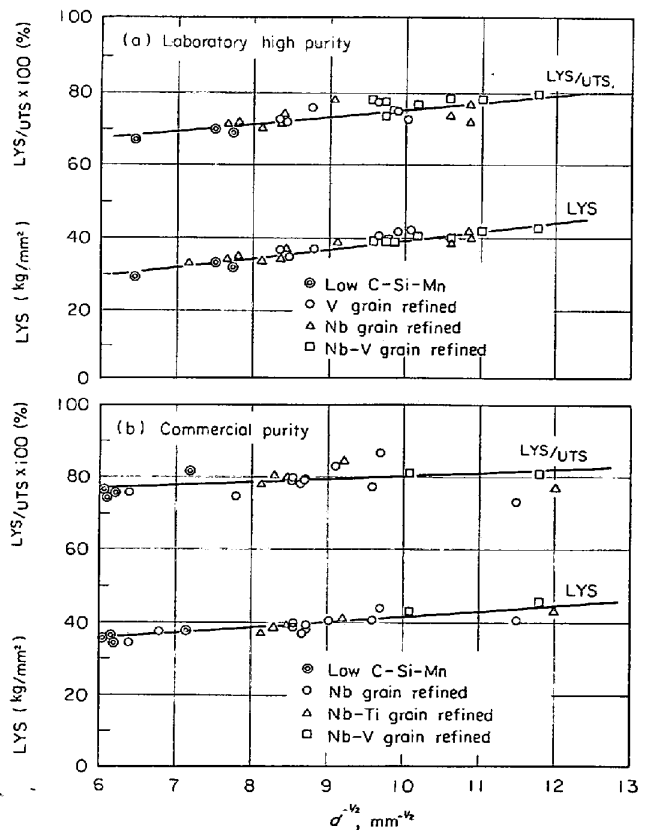


Fig. 14. Grain size factor vs. lower yield strength and yield ratio of controlled low carbon fine grained steel plates.

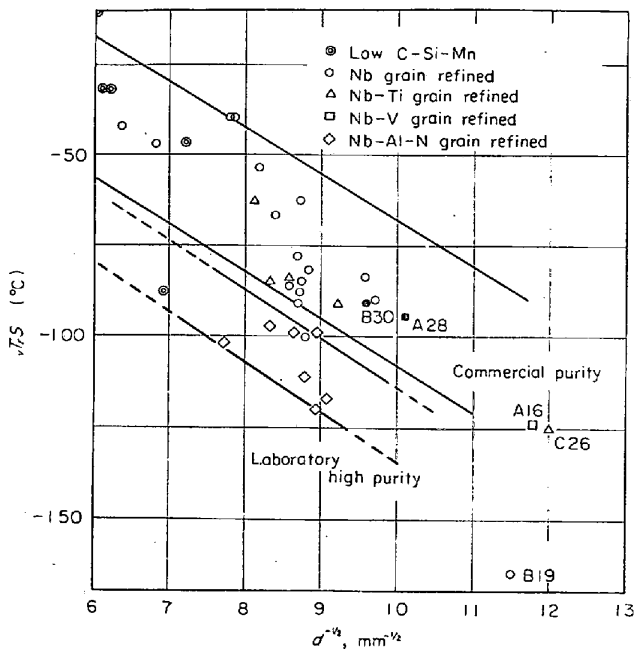


Fig. 15. Grain size factor vs.  $vT_r S$  of controlled rolled low carbon, fine grained steel plates.

従来の鋼材に認められている  $\sigma_i$  の増加はほとんどなく、これが良好な靱性を圧延のままでもたらす主因と考えられる。すべて単純炭素鋼と同一直線上にあり、結晶粒が微細になるにしたがい降伏点は上昇し、また降伏比も直線的に増加して結晶粒が十分に微細なものでは調質 60 HT レベルに近い 70~80% を示すようになる。

$d^{-1/2}$  と遷移温度の関係もばらつき範囲内で直線関係を満足する。AlN 処理を併用したものは同一粒度でも遷移温度が低くなるのが注目される。試作実用鋼板のうち、板厚が 30 mm 前後のものは仕上がり温度も比較的高く、実験室溶解鋼のばらつき範囲内に含まれるが、板厚が薄くなり、仕上がり温度が 720°C 近傍となつたものはやや直線関係からのずれが大きくなる。これらは Photo. 4 に示されるように遷移領域で分離状破面を示しており、破面断面の観察より、長く伸ばされたパーライトフェライト境界面で剝離が生じているのが確認された。これはパーライト率が硬く脆く、フェライト部が軟質で十分に強靱であることからまずパーライト部に微小割れを生じ、フェライトパーライト界面に沿って分離が生じ、この切欠底面における微小割れにより層状組織に特有<sup>17)</sup>な局所的な 3 軸応力の緩和が生じるため亀裂伝播抵抗が増すことによると考えられる。

このようにして製造された超細粒鋼も溶接ボンド部のごとく融点近くの高温度まで急熱・急冷された場合には組織が著しくあらくなつて脆化する。これはとくに Nb 処

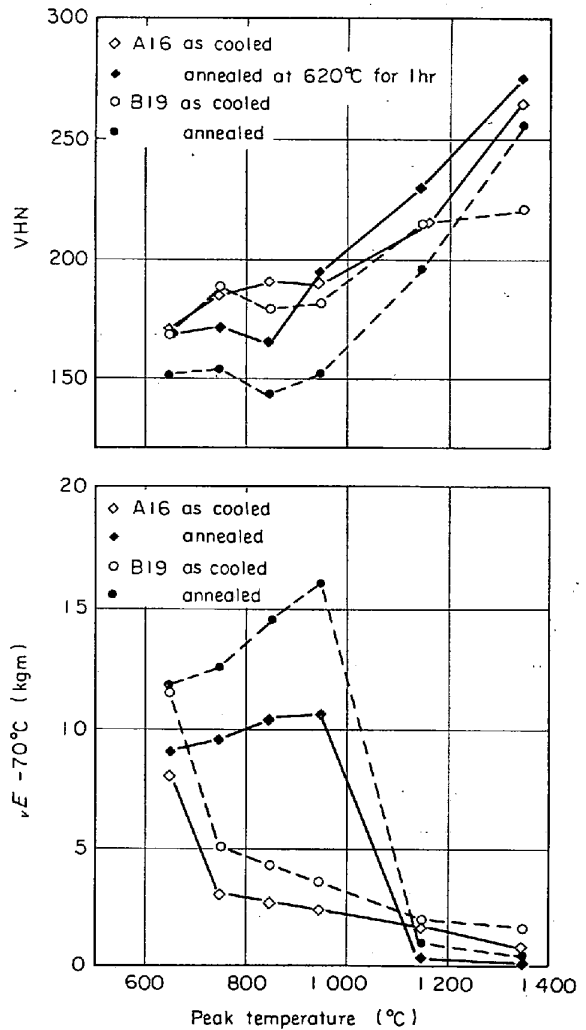


Fig. 16. Peak temperature vs. hardness and impact value. (Cooling rate from 800 to 500°C = 25°C/sec.)

理鋼、Nb-V 処理鋼に著しい (Fig. 13). ARONSON<sup>18)19)</sup> は Nb 処理鋼の HAZ の靱性について検討を行ない、HAZ 粗粒化部の脆化は 1050°C 以上に過熱された領域で NbC の再固溶・再析出が起こり組織の粗大化と重なつて著しく脆化するものとしている。Fig. 16 は実用鋼 A 16, B 19 の溶接熱サイクル試験結果の一部であり<sup>11)</sup>、熱サイクルままと 620°C の焼鈍を加えたものの硬さとシャルピー値の変化を示している。Nb-V 複合処理の A 16 では最高到達温度 950°C 以上で焼鈍したものが冷却ままのものより硬くなり、Nb 単独処理の B 19 では 1350°C サイクル材と同様な析出硬化が認められる。さらにシャルピー値は両鋼ともに 1000°C 以上の熱サイクルで析出硬化による SR 脆化を示す。

このような脆化の対策として 10 000 J/cm 以下の低入熱溶接が考えられるが、やはり母材よりも靱性は劣るようである<sup>11)20)</sup>。Fig. 13 の Nb-Ti 複合処理材における

ボンド脆化の著しい軽減は、Ti 化合物の高温安定性と相まって注目に値し、非調質高靱性鋼の実用性を十分に高めたと言えよう<sup>21)</sup>。

## 6. 結 言

圧延のままで 2.5~3.5 Ni 低温用鋼に代わる高靱性鋼を得るために、C 量 0.10% 以下の低炭素鋼の低温再加熱圧延に着目して成分系および圧延条件の最適範囲を求め、さらにこれを基にして試作した実用鋼板の性状について検討した。結果を要約すると次のとおりである。

(1) 900~950°C を均熱条件とした場合、圧延仕上がり温度の低下につれてフェライト結晶粒は著しく微細となるが、770°C 以下ではほぼ一定の粒度を示すようになる。

(2) V は低温再加熱圧延材のフェライト結晶粒を微細化するが 0.04% 以上の添加はあまり効果がない。炭・窒化物の析出に伴う結晶粒の微細化とともに、脆化があるので V の単独添加は低温用鋼としては避けた方がよい。

(3) Nb は V と同じ効果を示し、低温仕上げの場合は V より組織微細化に効果的である。組織と靱性の両面から最適添加量は 0.04~0.07% である。

(4) Nb-V の複合添加はそれぞれの単独添加よりもさらに組織を微細にする。靱性が最も安定するのは 0.04~0.07% Nb 処理鋼に約 0.07% までの V を添加した場合である。

(5) Nb 処理鋼への AlN の添加は、組織を微細にするとともに靱性を著しく改善する。0.080% 以上共存させるのが望ましい。

(6) Nb 処理鋼への Ti の添加は組織をややあらくするが靱性を改善する。とくに溶接熱影響部の靱性劣化防止に著しい効果が認められた。最適添加量は約 0.03% 以下である。

(7) Mn は約 1.40% 以上含ませることが組織と靱性の両面で望ましい。

(8) 圧延条件として、均熱温度は微細な炭・窒化物の大部分が残存している温度域を選定すべきで、Nb 処理鋼では 950°C 以下、Nb-V 処理鋼では 1050°C 以下となり、低い均熱条件ほど軽度の加工で良好な靱性を得ることができるようになる。圧延仕上がり温度は約 770°C 以下が望ましい。

(9) 低温再加熱圧延材の靱性向上の理由として、組

織の微細化とともに、遷移領域におけるフェライトパーライト界面の微小割れが脆性クラック伝播抵抗を著しく高めることがあげられる。

(10) 試作された実用鋼板は十分に高い強度と靱性を有していることが確認された。

終わりに、本研究の発表を許可された(株)日本製鋼所室蘭製作所長 館野万吉博士、同本店技術部長 小谷守彦氏、また本研究の遂行にあたり数々のご助言とご協力をいただいた技術部、圧延部、製鋼部の方々、実験遂行にあたり熱心に協力された研究所内山英二氏ならびに新田幸夫氏に心から感謝の意を表する。

## 文 献

- 1) B. G. YEO: *J. Metals*, 56 (1963), p. 33
- 2) A. H. ARONSON: *Welding J.*, 45 (1966), p. 266 S
- 3) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: *JISI*, 201 (1963), p. 944
- 4) W. E. DUCKWORTH, R. PHILLIPS, and J. A. CHAPMAN: *JISI*, 203 (1965), p. 1108
- 5) K. J. IRVINE, T. GLADMAN, J. ORR, and F. B. PICKERING: *JISI*, 208 (1970), p. 717
- 6) R. PHILLIPS and J. A. CHAPMAN: *JISI*, 204 (1966), p. 615
- 7) R. PRIESTER, C. C. EARLEY, and J. H. RENDALL: *JISI*, 206 (1968), p. 1258
- 8) W. E. DUCKWORTH: *J. Metals*, 18 (1966)8, p. 915
- 9) R. A. GRANGE: *Trans. ASM*, 59 (1966), p. 26
- 10) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING, and T. GLADMAN: *JISI*, 205 (1967), p. 161
- 11) 前川, 宮野, 島崎: 未発表 (投稿準備中)
- 12) 日本溶接協会規格: WES-136-1970
- 13) 田村: 熱処理, 7 (1967) 6, p. 363
- 14) J. D. GROZIER: *Rev. Met.*, 63 (1966), p. 939
- 15) G. BIRKBECK and T. C. WELLS: *Trans. AIME*, 242 (1968) 10, p. 2217
- 16) T. GLADMAN and F. B. PICKERING: *JISI*, 205 (1967), p. 653
- 17) J. D. EMBURY, N. J. PETCH, A. E. WRAITH, and E. S. WRIGHT: *Trans. AIME*, 239 (1967), p. 114
- 18) A. H. ARONSON and S. S. STRUNCK: *Welding J.*, 46 (1967), p. 266S
- 19) A. H. ARONSON: *Welding J.*, 45 (1966), p. 266 S
- 20) J. L. KAAE and N. BAILEY: *Metal Const. and Brit. Weld. J.*, 1 (1969), p. 371
- 21) 日本溶接協会 第9次JH委員会報告書: NLT36のWES認定試験報告, (1971)