

669.14.018.292:669.046.548.2:669.293

Nb 添加構造用鋼の研究*

合 田 進**・権 藤 永**・木 村 勲***

Investigation of Niobium Containing Structural Steel

Susumu GOHDA, Hisashi GONDOH and Isao KIMURA

Synopsis:

A high yield stress structural steel which has good notch toughness even for heavy sections, has been developed by addition of a small amount of niobium to a semi-killed steel.

Selection of heating temperature before hot rolling and subsequently the control of the amount of niobium-precipitates in the steel, were found to be very important to the manufacturing process.

The steel thus developed has a yield stress greater than 36 kg/mm², good notch toughness by V-Charpy impact value of over 3.5 kg-m/cm² at 0°C and high fatigue strength over 30 kg/mm² by repeated bending tests.

The steel has good weldability comparable to conventional manganese-silicon steels with equivalent tensile strengths, and can be welded either by manual or automatic welding processes.

(Received 7 Nov. 1966)

1. 緒 言

従来建築・土木方面で多用されてきた構造用鋼材は引張強さ 41~50 kg/mm² (降伏点 23 kg/mm² 以上) の SS 41, SM 41 が主体であつたが, 構造物の大型化, 部材の軽量化の傾向が強まるにつれ, また溶接技術の進歩発達につれて, 切欠靱性, 溶接性のすぐれた 50kg/mm² 級 (降伏点 32 kg/mm² 以上) の圧延または焼準高張力鋼 (SM 50など) の使用が次第に高まり, さらにごく最近では 60 kg/mm² 級 (降伏点 46 kg/mm² 以上) の調質低合金高張力鋼が一部使用され始めている。しかしこれまでに開発された焼準および調質高張力鋼は降伏点の割に t 当たりの価格が割高であること, また高張力鋼使用の最終的な経済効率の追求がなお十分でないなどの理由によつて, いまだ大巾な使用に至っていないのが実状である。

最近低中炭素鋼に微量の Nb を添加した圧延高張力鋼の製造ならびに実用化が注目されるようになった。これは比較的歩留の高いセミキルド鋼をベースに 0.1% 以下のごく微量の Nb を添加した圧延高張力鋼であつて, 従来の高級品質ではあるが単価の高い焼準または調質高張力鋼に対して経済性にすぐれた新しい構造用高張力鋼として注目され, 建築・土木・造船・機械などの広い分野に手軽に使用できる鋼材として期待されつつある。ただ微量 Nb 添加による高張力化の反面, 板厚によつて切欠靱性の劣化が烈しく, 使用上切欠靱性をあまり問題にしない場合を除いて, 実際に成品化された鋼材は比較的薄

手材に限られていた。

著者らはこれらの情勢に注目し, とくに厚手材の靱性改善について重点的に検討した。

以下は厚手材の靱性改善を目的にした製造条件の検討ならびにこの結果を基本にして製造された高降伏点鋼材の材質的諸特性についてまとめたものである。

2. 製造条件の検討

2.1 従来の研究結果

微量の Nb 添加により高い強度の鋼材を製造することは, 主として米国で開発されたものであるが, その研究結果について, 文献その他で調査した結果を列挙してみると, 大要次のごとくである。

(i) C 0.35%以下, Si 0.15%以下, Mn 1.50% 以下のセミキルド鋼をベースとし, 主として圧延ままで供給される^{1)~3)}。

(ii) Nb 0.03% の添加で降伏点は 10~14kg/mm², 引張強さは 7~10kg/mm² 増加する。Nb をこれ以上添加しても強度の上昇は少ない^{1)~3)}。

(iii) Nb 添加によつて切欠靱性は低下する。板厚が増すほど劣化の程度が著しい¹⁾³⁾⁴⁾。

(iv) このため, 製造される鋼材の板厚は 12 mm 以

* 昭和38年10月本会講演大会にて発表
昭和41年11月7日受付

** 八幡製鉄株式会社技術研究所 工博

*** 八幡製鉄株式会社技術研究所

Chemical composition of base metal			Heating and rolling condition		Plate thickness	Product
C	Si	Mn	Soaking temp.	Finishing temp.		
0.14 0.17	0.15 0.30	1.00 1.20	1200 1280 °C	900 °C	16mm	As rolled

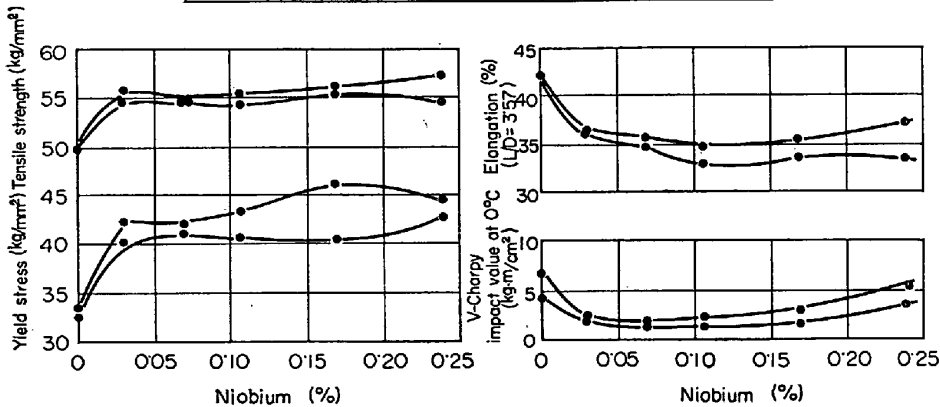


Fig. 1. Effect of niobium addition on mechanical properties of hot rolled heavy plates.

下, 大部分は 9~10 mm 以下に限定されている^{5)~7)} 強度レベルとしては降伏点 31.5~45.5kg/mm² 級が多い⁸⁾。

(v) 板厚 12 mm 以上の厚手材の靱性改善策としてベース成分の C : Mn の比を調節し, 仕上温度を低め, さらに仕上圧延後の冷却速度を大きくすることなどが考えられているが, あまり大きな効果は上つていない¹²⁾³⁵⁾³⁶⁾。

(vi) 加熱, 圧延条件については, 主として Nb による高張力化の機構を究明するために若干の検討が行なわれているが²⁾⁴⁾, 靱性改善の効果について検討したものは見当たらない。

(vii) Nb による高張力化は高温加熱圧延材または溶体化処理材のみに認められる⁴⁾。したがって, 圧延まま材を Ac₁~Ac₃ 以上 1100~1150 °C 以下に加熱すると, 著しい軟化を生じ, 高張力化の効果は消失する⁴⁾。

(viii) Nb による高張力化の機構については, (a) 粒の微細化⁹⁾¹⁰⁾, (b) 粒界炭化物の析出¹⁾, (c) 超微細分散相としての Nb-Carbide または Nitride の Matrix に対する Coherency stress⁴⁾¹¹⁾, などの考え方があるが, (a)(b)については矛盾も多く, 信ぴょう性に欠ける。(c)がもつとも妥当なように思われる。

(ix) その他, Nb 添加鋼材の溶接性, 加工性は概して良好である⁶⁾⁹⁾¹⁰⁾¹²⁾¹³⁾。

2.2 製造条件の検討

厚手の Nb 系高降伏点鋼材開発を目的に, とくに靱性改善のための製造条件についてあらかじめ検討した。

2.2.1 成分の効果

Fig. 1 は鋼材の機械的性質におよぼす Nb の効果を確認したもので, Nb 0.03% の添加で引張強さ, 降伏点はほぼ最高値に達し, それ以上添加量を増してもあまり

効果はない。一方靱性は Nb 添加により劣化する。これらの結果は従来の研究結果に全く一致している。

Fig. 2 は Nb 添加鋼材の機械的性質に対する C と Mn の効果について検討した結果である。C によつて降伏点, 引張強さはかなり増加するが, 切欠靱性は著しく劣化するので, 加える量には制限がある。Mn は強度上昇の効果と同時に, 切欠靱性の改善もある程度期待できる。

Fig. 3 は切欠靱性に対する Mn の効果をさらに明らかにしたもので,

Mn 1.00~1.30% で切欠靱性は最高となり, これより Mn 量は多くても少くても切欠靱性は低下する傾向がある。

Fig. 4 は Mn の効果を板厚別に検討した結果であるが板厚が増すにつれて靱性は著しく劣化し, Mn を最適にしても期待されるほど靱性は改善されない。また Mn による降伏点の上昇も厚手材ではあまり認められない。

2.2.2 加熱・圧延条件の効果

圧延前の鋼片加熱温度と機械的性質の関係について検

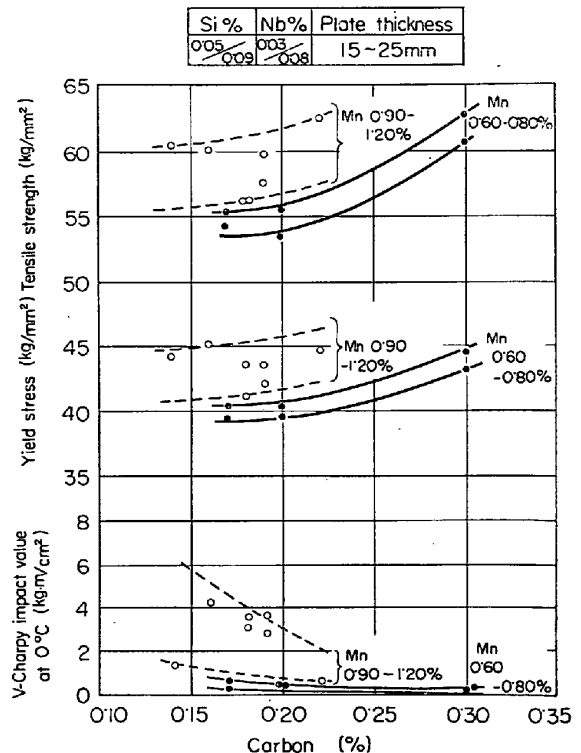


Fig. 2. Effect of carbon and manganese on mechanical properties of hot rolled sections.

討した結果を Fig. 5 に示す. 通常の熱間圧延では材料の塑性を考慮して, 1250~1300°C で加熱し, 圧延するのが一般的である. Nb 添加鋼材では加熱温度を低くするにつれて, 強度はいくらか低下の傾向があるが, 靱性は著しく改善される.

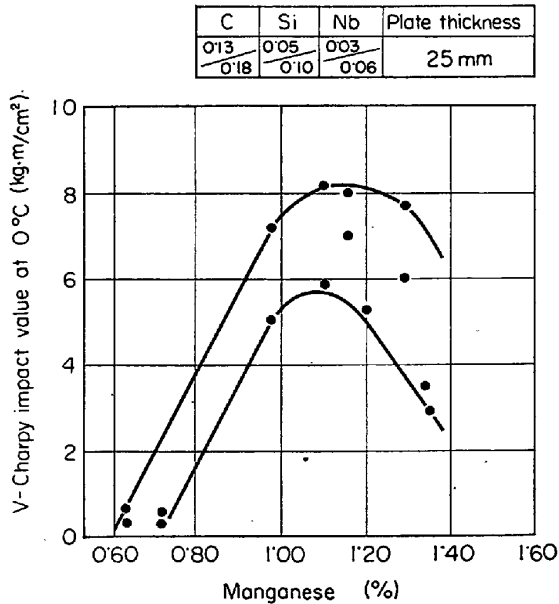


Fig. 3. Effect of manganese on notch toughness of hot rolled heavy plates.

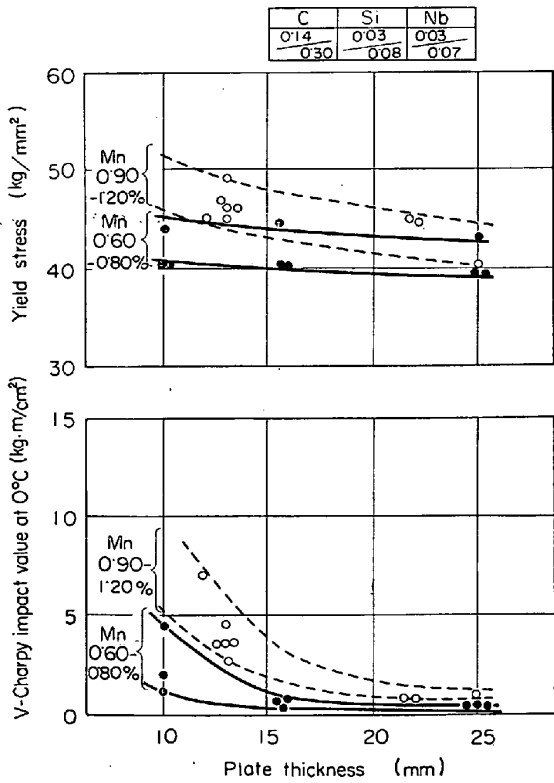


Fig. 4. Effect of plate thickness on mechanical properties of hot rolled sections.

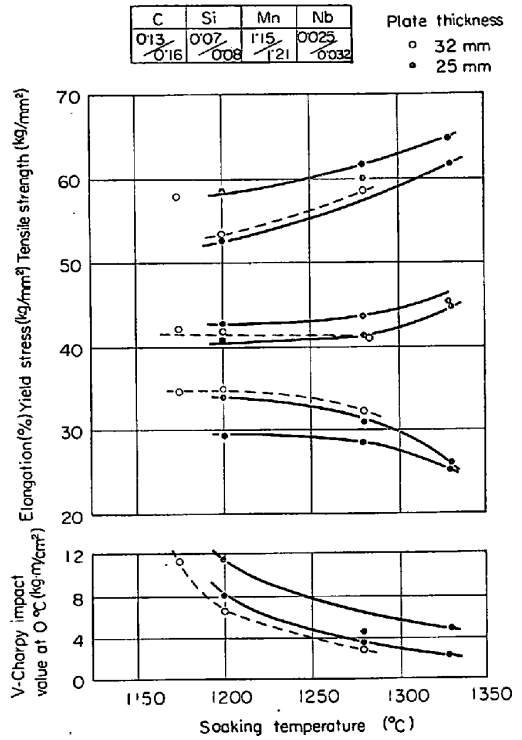


Fig. 5. Effect of soaking temperature before hot rolling on mechanical properties of hot rolled heavy plates.

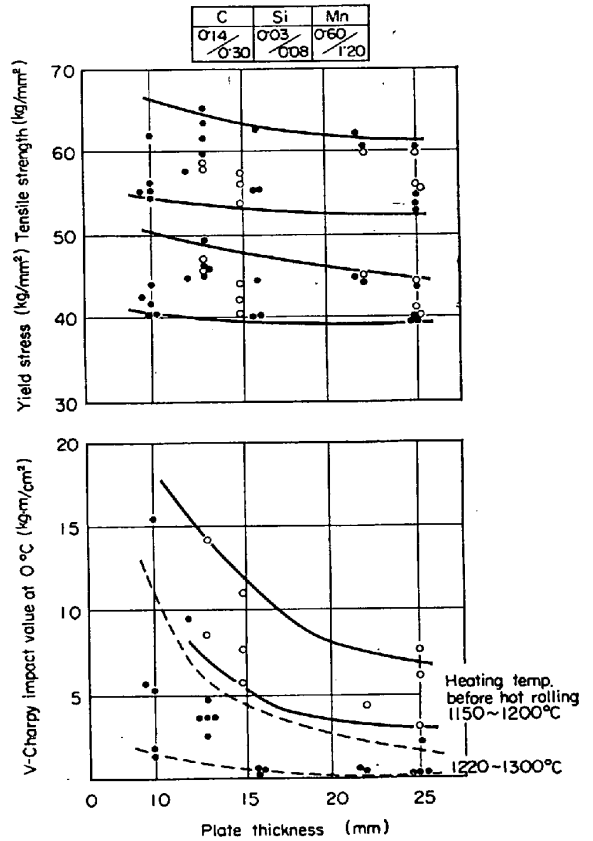


Fig. 6. Effect of plate thickness on mechanical properties of hot rolled sections.

Table 1. Effect of number of passes and total reduction of hot rolling on the mechanical properties of heavy plates.

C	Si	Mn	Nb
0.15	0.07	1.18	0.05

Heating condition		Rolling-condition		Total reduction (%)	Finish-ing temp. (°C)	Mechanical properties*					
Temp. (°C)	Time (hr)	Rough-rolling	Finish-rolling			Y. P (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El (%)	vEo (kgm/cm ²)	vTr ₁₅ (°C)	vTr ₅ (°C)
1280	1.5	240 mm→80 mm (13 passes)	80 mm→25 mm	90	950	48.0	66.9	18.4	2.2	+ 4	+40
1280	1.0	120 mm→80 mm (9 passes)	80 mm→25 mm	80	947	48.7	66.8	17.2	2.2	+24	+50

* Tensile specimen : JIS No. 1

Impact specimen : 2 mm V-notch 10×10×55 mm

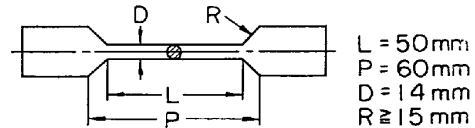


Table 2. Effect of accelerated cooling by water spray after finish-rolling.

Chemical composition						Heating and rolling condition			Accelerated cooling (sec)	Finishing plate thickness (mm)	Tensile test			Impact test.	
C	Si	Mn	P	S	Nb	Soaking time (min)	Heating temp. (°C)	Finish-ing temp. (°C)			Y.P (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El. (%)	vEo (kg·m/cm ²)	vTr ₁₅ (°C)
0.13	0.06	0.98	<0.025	<0.025	0.045	100	1200	945	60	25	42.2	52.0	25.0	4.3	-12
						100	1230	980	—	25	39.1	53.6	24.6	1.3	+17
						100	1225	910	60	25	40.4	52.7	25.0	4.3	-10
						100	1230	920	—	25	41.8	54.5	24.8	1.0	+14

Fig. 6 は板厚別に加熱温度の効果をみたものであるが 1200°C 以下の低温圧延はとくに厚手材の靱性改善にきわめて有効である。

加熱時間の効果は材料が均熱される最低限の時間以上では機械的性質に対して大きな影響は認められなかった。

また、圧延のパス回数あるいは全圧下率について検討した結果を Table 1 に示す。粗圧延のパス回数が多く、圧下率が大きい方が切欠靱性はいくぶん良好な結果を示すが引張性質ではあまり差は認められない。

さらに仕上温度の効果については 950°C 以下ならば機械的性質に大差はない。

仕上圧延後、圧延材の上下面に water spray をかけ、1 inch 板で約 2°C/sec 程度の強制冷却を行なった場合の材質に与える効果を調べた。Table 2 はこの結果で、切欠靱性がかなり改善されることがわかる。

以上の諸結果から、厚手材の靱性改善策としては、Mn 量の適正化、仕上圧延後の冷却速度の調節なども多少の効果はあるが、圧延前の加熱温度の選択、とくに低温加熱圧延がきわめて有効であることがわかる。

2.2.3 加熱温度と鋼中 Nb の挙動

Fig. 7 は加熱温度によつて鋼中 Nb の存在状態がどのように変化するかを調べた結果である。鋼中における Nb の存在状態としては固溶型 Nb と析出型 Nb (炭化物・窒化物・酸化物) が考えられるが、これらを正確に分離定量することは現在のところ困難である。しかしながら化学分析によつて鋼中 Nb は acid-soluble Nb と acid-insoluble Nb に分離定量でき、これらをもつて鋼中 Nb の挙動をある程度推察できることを確かめた。図中点線で示した線図は各加熱温度における acid-insoluble Nb と acid-soluble Nb の平衡関係を示すもので、加熱温度を低めるにつれて、acid-insoluble Nb が増加し、1100°C 以下ではほとんど 100% に達している。1300~1100°C で加熱圧延した現場圧延材について調べた結果は全く同一の傾向を示しているが、平衡関係曲線にくらべて acid-insoluble Nb がやや多くなる傾向がある。図から通常の圧延では全 Nb の 40~50% が acid-insoluble Nb として存在するが、1200°C 以下の低温圧延を行なうと、acid-insoluble Nb の割合は 60% 以上となる。

このように Nb の挙動は主として加熱温度によつて決

Mark	Treatment	Chemical composition			
		C	Si	Mn	Nb
●	Heating to each temp. - Water quenching (Experimental data in laboratory)	0.16	0.08	1.21	0.032
○	Heating to each temp. - hot rolling - Air cooling (Experimental data regarding commercially rolled steel)	0.15 0.25	0.06 0.10	0.90 1.25	0.03 0.07

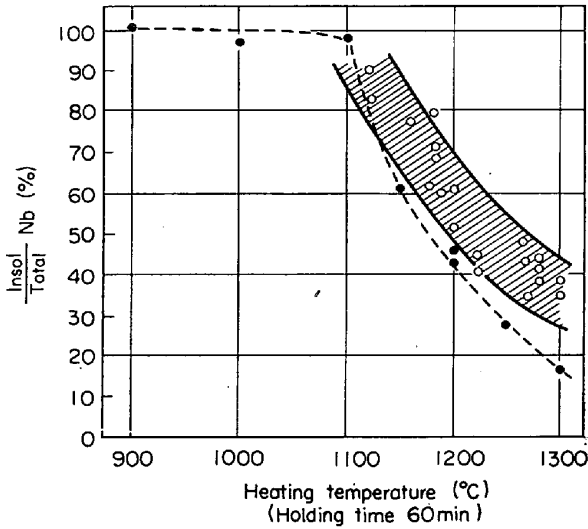


Fig. 7. Behavior of niobium in steel by heating temperature.

まり、加熱時間の影響は比較的小さい。また加熱前の熱履歴によつて、あるいは加熱後の冷却速度などによつてもあまり影響されないことを確かめている*。

Fig. 8 は鋼中における acid-insoluble Nb の割合と機械的性質の関係を図示したものである。acid-insoluble Nb が増すにつれて降伏点は多少低下する傾向があるが切欠靱性は著しく改善されることがわかる。acid-insoluble Nb の割合が 60% 以上になれば、すなわち 1200°C 以下の低温圧延を行なえば、 $vEo > 3.0 \text{ kg} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$ は十分確保できる。ただし加熱温度をあまり低くすると、強度の低下が大きくなることと、実際の圧延作業が難しくな

* ただし冷却速度は約 0.5°C/sec 以下では冷却が遅くなるほど冷却中に insol Nb の析出が生じる。
(別途報告の予定)

C	Si	Mn	Nb	Heating temp	Plate thickness
0.14 0.30	0.03 0.08	0.60 1.20	0.03 0.08	1150~1300°C	15~25mm

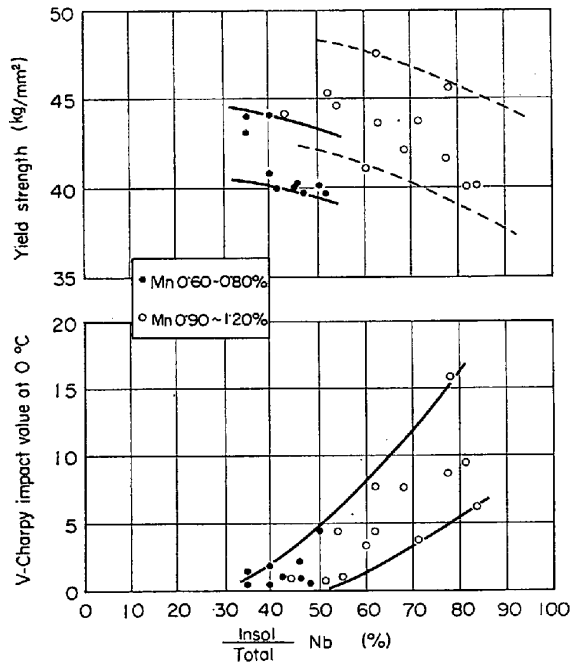


Fig. 8. Change of mechanical properties due to behavior of niobium in steel

るので、加熱温度の下限は 1100~1150°C 程度に制限される。

3. 新構造用鋼の特性

以上の製造条件を基礎にして製造した新構造用鋼の特性について以下に述べる。

3.1 厚板

3.1.1 試料

60 t 塩基性平炉で溶製し、板厚 12, 25 および 32 mm 厚に圧延された鋼板を試料とした。試作成分を Table 3 に示す。いずれも 0.13~0.16% C, 1.14~1.27% Mn および 0.044~0.050% Nb を含むセミキルド鋼で、同表中には比較材として SM 50 の成分も並記した。

3.1.2 引張性質および組織

Table 3. Chemical composition of heavy plates.

Steel	Mark	Plate thickness (mm)	Chemical composition (%)						
			C	Si	Mn	P	S	Nb	Al
Niobium steel	A	12	0.13	0.07	1.14	0.016	0.017	0.050	—
	B	25	0.14	0.08	1.25	0.020	0.019	0.046	—
	C	32	0.16	0.08	1.27	0.013	0.029	0.044	—
SM50*		20	0.14	0.37	1.25	0.021	0.022	—	0.02

* A silicon-manganese steel with high tensile strengths of over 50 kg/mm², as specified by Japanese industrial standards.

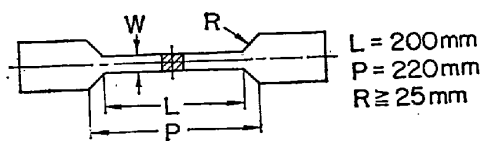
Table 4. Mechanical properties of hot rolled heavy plates.

Steel	Mark	Plate Thickness (mm)	Test direction	Tensile test *			Bend test	Impact test				Double** tension test $1/2\sigma_y, Tra$ ($^{\circ}C$)	Drop*** weight test NDT ($^{\circ}C$)
				Y.P. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El. (%)		vT _{V15} ($^{\circ}C$)	vTrs ($^{\circ}C$)	vEo (kg·m/cm ²)	pTrc ($^{\circ}C$)		
Niobium steel	A	12	Long. Trans.	45.4 46.9	55.0 56.1	24.5 24.0	Good "	-30 -25	-12 -11	9.5 6.0	— —	— —	— —
	B	25	Long. Trans.	42.4 42.8	53.1 52.7	23.7 22.6	" "	-32 -29	-23 -23	11.2 6.0	-10 -12	-2	-10
	C	32	Long. Trans.	38.9 39.7	52.5 52.1	31.2 30.4	" "	-27 -23	-22 -21	9.0 5.3	— —	— —	— —
SM 50		20	Long. Trans.	35.8 36.3	52.0 52.8	27.0 26.5	" "	-42 —	— —	8.2 —	— —	— —	— —

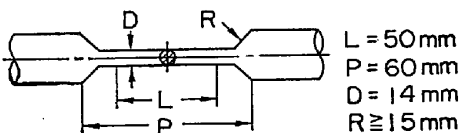
* 12, 25 mm thickness : JIS No. 1

** Arresting temperature of brittle fracture propagation under half stress of nominal yield point.

*** Nil ductility transition temperature.



32 mm thickness : JIS No. 4



圧延まま材の機械的性質はTable 4 に示すとおりで、降伏点と引張強さは板厚が増すほど低下する傾向がある

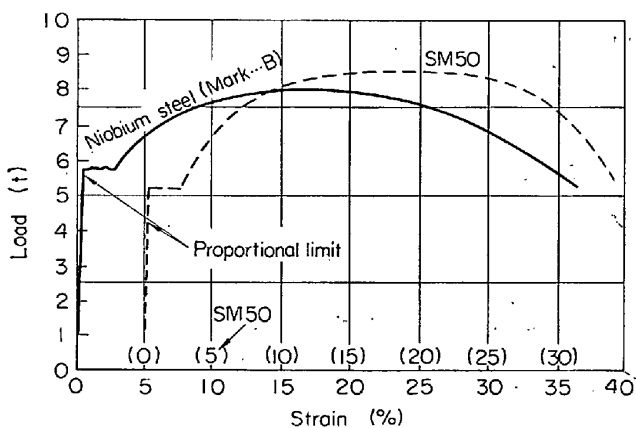


Fig. 9. An example of stress-strain diagram.

が、32 mm鋼板でも SM 50 以上の強度を示し、降伏比が高い特徴がある。伸びは試片サイズが一定でないため、板厚間の差は比較できないが、異方性は小さく良好な値を示している。

なお、Fig. 9 に Stress-Strain curve の 1 例を SM 50 と比較して示した。

また、Photo. 1 に圧延まま材の組織を示した。フェライト粒が非常に微細な点に特徴がある。

3.1.3 切欠靱性

圧延まま材の切欠靱性値は Table 4 に示した。また Fig. 10 に V シャルピー遷移曲線を示した。

vT_{V15} はいずれも -20 $^{\circ}C$ 以下、vTrs は -10 $^{\circ}C$ 以下で板厚による差は少なく安定している。

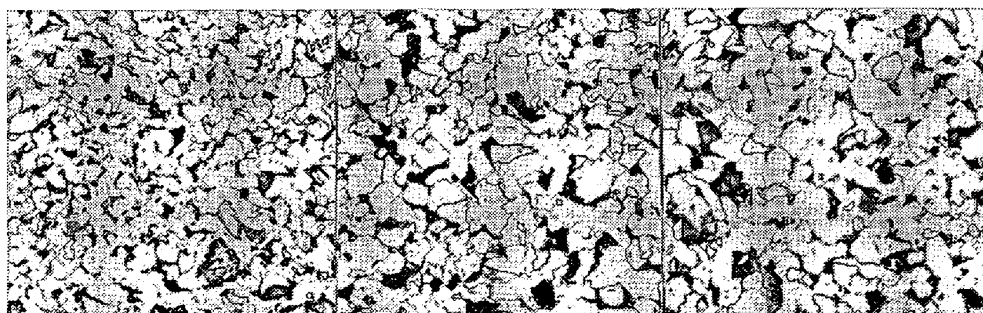


Plate thickness 12mm

25mm

32mm

Photo. 1. Microstructures of hot rolled heavy plates. $\times 100$ (1/1)

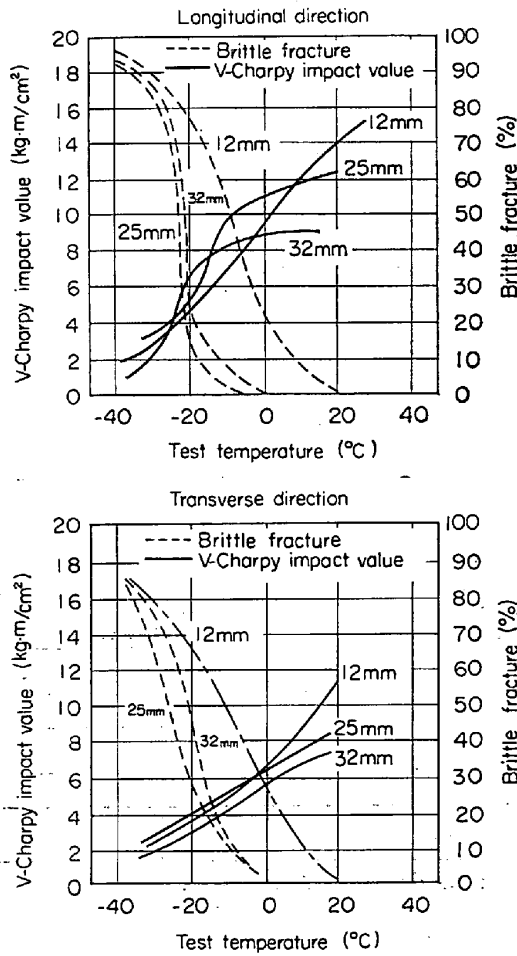


Fig. 10. Impact transition curves of hot rolled plates.

25 mm 鋼板についてプレスノッチシャルピー試験¹⁴⁾、Uノッチシャルピー試験を行なった結果は pTrc -10°C 以下、uEo 6.0kgm 以上を示した。

また二重引張試験¹⁴⁾および落重試験¹⁵⁾を行ない、1/2

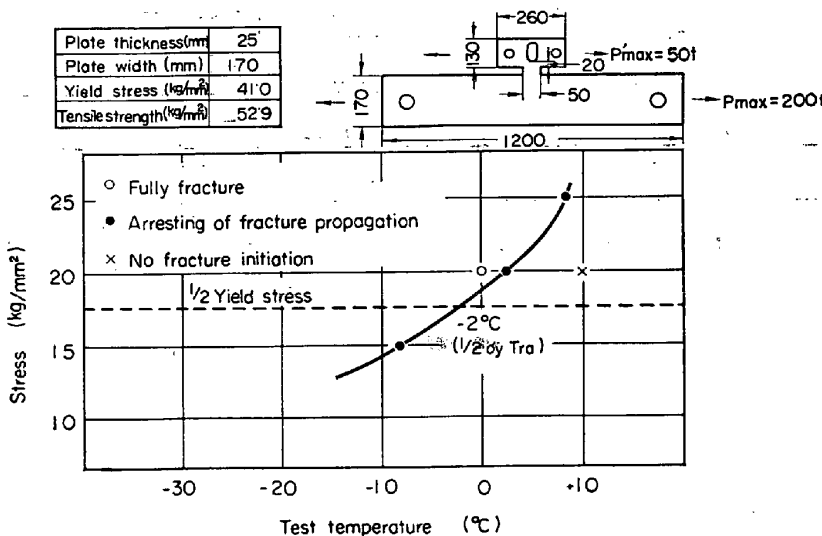


Fig. 11. Result of double tension test.

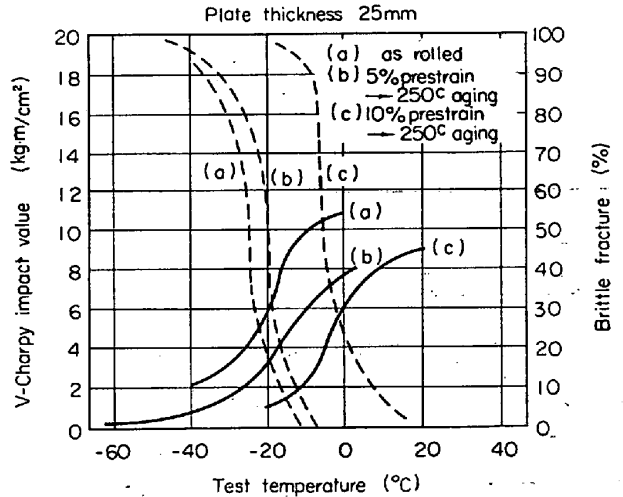


Fig. 12. Impact transition curves of strain aged plates.

σ_y Tra は -2°C, NDT は -25°C 以下をえた。いずれも溶接構造用鋼として十分な値といえる。Fig. 11に二重引張試験結果を示した。

3.1.4 歪時効性およびSR効果

Table 5 (a)ならびに Fig. 12 に歪時効後の切欠靱性を示した。常温で5%および-10%の引張歪を加え、250°C 30 min人工時効後の vTrs はそれぞれ-20°C および-5°C, VE₀ は 7.6 および 6.1kgm/cm²となり脆化の程度は少なく、実用上問題はない。Table 5 (b)には応力除去焼鈍後の機械的性質を示した。圧延ままに比べ強度はいくらか低下するが、切欠靱性は向上している。

3.1.5 溶接性

Table 6~8 に溶接性試験結果を総括した。IIW最高硬さは Hv 243, コマレル試験では 120° 曲げて割れを生ぜず非常にすぐれた溶接性を示している。また接手部の強度と靱性は母材と同等以上で接手効率を高くとることができる。なお潜弧溶接も十分可能である。

3.1.6 疲労特性

母材および溶接部の片振引張疲労試験による S-N 曲線は Fig. 13 のとおりで、疲労限は母材で 34kg/mm² 以上、余盛削除の接手で 27kg/mm², 余盛ままで 15kg/mm² となり、SM50 に劣らない特性を示した。

3.2 形鋼

Table 9 に試作形鋼の成分を示した。比較材として SM41 SS 50 の成分も並記した。

Table 10に圧延ままの機械的性質を示

Table 5. Mechanical properties after strain aging and stress relieving.

(a) Effect of strain aging. (250°C 30 min aged after 5% and 10% pre-straining.)

	Plate thickness (mm)	Test direction (mm)	Impact test								
			vTr ₁₅ (°C)			vTrs (°C)			vEo (kg·m/cm ²)		
			0%	5%	10%	0%	5%	10%	0%	5%	10%
Niobium steel	25	Long.	-32	-22	-4	-23	-20	-5	11.2	7.6	6.1

(b) Effect of stress relief.

	Plate thickness (mm)	Test direction	Stress Relieving	Tensile test			Impact test			
				Y.P (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El (%)	vTr ₁₅ (°C)	vTrs (°C)	vEo (kg·m/cm ²)	suTr ₁₅ (°C)
Niobium steel	25	Long. Trans.	625°C 1hr→F.C " "	40.2 39.9	51.8 51.5	25.5 25.0	-38 -35	-26 -24	11.5 7.3	-58 -55

Table 6. I.I.W. maximum hardness test and kommerell test.

Steel	Mark	Plate thickness (mm)	Welding condition			I.I.W. max. hardness		Kommerell test (welding at room temp.)	
			Elect-rod	Current (A)	Speed (mm/min)	Welded at 0°C	Welded at 25°C	Bend angle	Crack
Niobium steel	B	25	Ⓢ L-55* 4 mm φ	180	150	260	243	120°	no crack
SM50		20	"	"	"	—	308	"	"

* Ⓢ L-55 is a low hydrogen welding rod for high strength steels over 50 kg/mm².

Table 7. Mechanical properties of welded joint (manual welding)

Steel	Plate thickness (mm)	Welding condition			Tensile test				Bend test (R=18 mm)	Impact test			
		Elect-rod	Current (A)	Speed (mm/min)	Y.P (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El (%)	Fracture position		Notch position	vTr ₁₅ (°C)	vTrs (°C)	vE-20 (kg·m/cm ²)
Niobium steel	25	Ⓢ L-55* mm φ 4.0 mm φ 5.0	180	140~	40.5	51.0	26.0	Mother plate	180° Good	Weld metal	-56	-30	18.9
				160						Bond	-50	-34	20.3
				150~						Fine grained	-62	-35	13.9
				230						Globular pearlite	-55	-52	11.2
X type joint									L type joint				

* Ⓢ L-55 is a low hydrogen welding rod for high strength steels over 50kg/mm².

Table 8. Mechanical properties of submerged arc welded joint.

(a) Welding procedure

Plate thickness (mm)	Dimension of groove	Wire	Pass	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)
25		Dia 3/16" ϕ C:0.15% Si:0.02 Mn:1.90	2	950	34	28
			1	800	32	25
32			3	950	35	25
			2	860	35	30
		1	970	35	25	

(b) Mechanical properties of welded joint.

Plate thickness (mm)	Welded joint							Weld metal		
	Tension test			Free bend test		Side bend test (Guided bend test)		V-Charpy test		
	Y.P (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El. (%)	El. (%)	Result	Bend rad. (mm)	Result	vTr ₁₅ (°C)	vTrs (°C)	vEo (kg·m/cm ²)
25	41.5	52.8	29.4	34.6	Good	15.3	Good	-18	10	3.8
32	43.2	55.2	33.3	51.5	Good	15.3	Good	-30	-8	4.1

Table 9. Chemical composition of sections.

Steel	Mark	Thickness (mm)	Type of section	Size	Chemical composition (%)						
					C	Si	Mn	P	S	Nb	
Niobium steel	A	t < 13	10	H section	H10×150×150	0.16	0.08	1.17	0.023	0.023	0.03
	B	13 ≤ t < 20	15	Equal angle	∠15×200×200	0.19	0.05	1.13	0.021	0.023	0.05
	C	20 ≤ t	22	Sheet piling	YSP U-V	0.16	0.09	1.28	0.022	0.019	0.03
SM1*4		13 ≤ t < 20	15	Equal angle	∠15×200×200	0.18	0.06	0.65	0.013	0.024	—
SS50**		20 ≤ t	22	Sheet piling	YSP U-V	0.34	0.10	0.63	0.016	0.020	—

* A structural steel with tensile strengths of over 41 kg/mm², as specified by Japanese industrial standards.

** A structural steel with tensile strengths of over 50 kg/mm², as specified by Japanese industrial standards.

した。試作形鋼はいずれも降伏点が 40kg/mm² を上廻り、従来の一般構造用圧延鋼材 SM 41 (Y.P≥23kg/mm²) あるいは SS 50 (Y.P≥28kg/mm²) にくらべて降伏点ならびに降伏比は非常に高い。

切欠靱性は uE_0 , vE_0 のいずれをみても板厚が大きくなると低くなるが、15 mm 以上の厚手材でも vE_0 3.5 kg·m/cm² 以上を示し、比較材の SM 41 あるいは SS 50 にくらべて改善されている。とくに比較材の SS 50 の

切欠靱性は低く、強度を高めるために C% を増すことは靱性面で制約をうける。

なお、試作形鋼実物材の曲げあるいは軸圧力試験の結果は比較材の SS 41 あるいは SS 50 にくらべ、強度は 30% 以上上廻っていた。

さらに鋼矢板成品について、とくに地圧力の大きい砂礫層をえらび打込試験を実施した結果、現行鋼矢板にくらべ約 40% 少ない打撃数で、かつ頭部の変形なしに

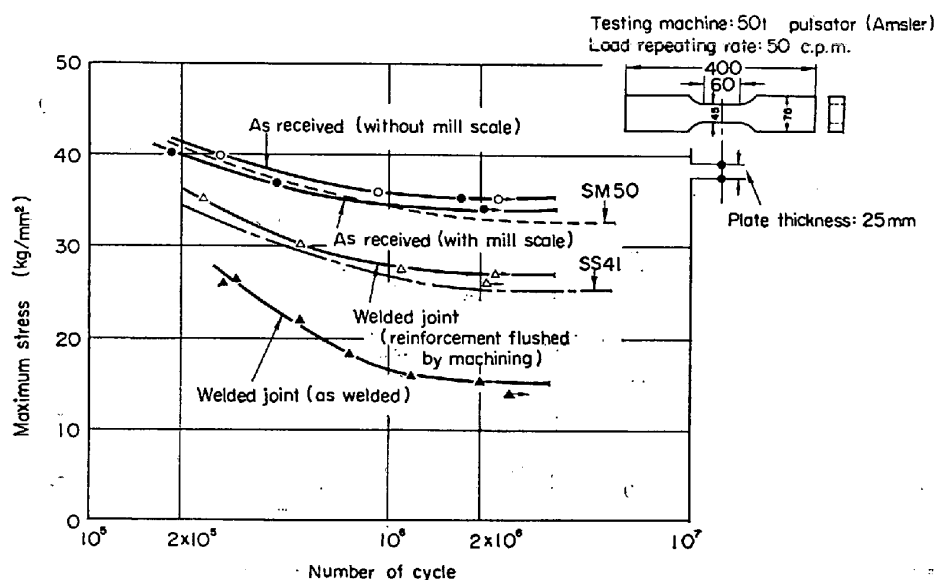


Fig. 13. S-N curves of pulsating tensile fatigue test.

打込みが可能であった。したがってかかる特異地質に対して今回試作した鋼矢板は非常に有効であることがわかった。

Photo. 2 は砂礫層における打込試験の状況を示すものである。

3.3 棒 鋼

Table 11 に試作異形棒鋼の成分を示し、また Table 12 に圧延ままの機械的性質を示した。

降伏点はいずれも 40kg/mm² 以上を示し、従来の異形棒鋼 (Y.P ≥ 24 or 30kg/mm²) に比べ 30% 以上高い。

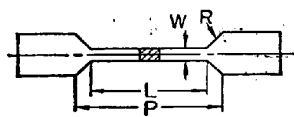
一方曲げ試験の結果は 180° の密着曲げでも最大径の 32 mm を

Table 10. Mechanical properties of hot rolled sections.

Steel	Mark	Thickness (mm)		Tensile test*			Bending test (deg.)	Impact test		
				Y.P (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El. (%)		uEo (kg·m/cm ²)	vEo (kg·m/cm ²)	
									Strain**	aging
Niobium steel	A	t < 13	10	41.6	55.7	27.1	180° Good	22.5	15.6	9.3
	B	13 ≤ t < 20	15	42.1	57.3	23.7	〃	15.2	7.3	4.2
	C	20 ≤ t	22	45.1	64.7	25.9	〃	7.3	4.2	—
SM41		13 ≤ t < 20	15	28.7	45.2	31.4	〃	13.0	1.6	0.6
SS50		20 ≤ t	22	36.0	64.3	25.2	〃	1.1	0.8	—

* J.I.S No. 1 specimen

** 5% pre-strain → 100°C · 30 min aging



L = 200mm
P = 220mm
R ≥ 25mm

Table 11. Chemical composition of deformed bars.

Mark	Dia-meter (mm)	Chemical composition (%)					
		C	Si	Mn	P	S	Nb
A	13	0.20	0.04	1.14	0.013	0.019	0.050
B	19	〃	〃	〃	〃	〃	〃
C	25	0.16	0.05	0.91	0.027	0.013	0.050
D	32	0.15	0.05	1.16	0.024	0.010	0.046

除きほとんど割れの発生は認められない。

4. 考 察

Nb が C, N と結合して相当高温域まで安定な炭化物、窒化物を形成しやすいことは従来からある程度明らかにされていたが、これらの研究は Nb の単体金属と C あるいは N の高温化学反応として検討されているか、もしくはやや実用鋼に近いものとして Fe-C-Nb 系, Fe-N-Nb 系のように比較的純粋系について検討したものが多

Table 12. Mechanical properties of deformed bars.

Mark	Dia- meter (mm)	Tensile test			Bending test**			Repeated*** bending test (number)	Impact test			Fatigue test pulsating bending fatigue (kg/mm ²)
		Y.P (kg/ mm ²)	T.S (kg/ mm ²)	El* (%)	D=0	D=1d	D=2d		uEo (kg·m/ cm ²)	vEo (kg·m cm ²)	vTr ₁₅ (°C)	
A	13	45.2	62.5	23.3	○○	○○	○○	3.7	—	—	—	50.0
B	19	47.2	64.4	23.6	○○	○○	○○	2.0	9.2	2.6	- 8	42.0
C	25	44.0	59.5	23.6	○○	○○	○○	0.5	3.7	0.5	+50	49.0
D	32	43.7	58.8	27.7	●○	○○	○○	0.5	9.9	0.9	+24	40.0

* 13~25φ G.L=8d, 32φ G.L=4d

** ○ good, ● crack

*** D=3d · 180° bending → D=3d · 360° inverse bending.

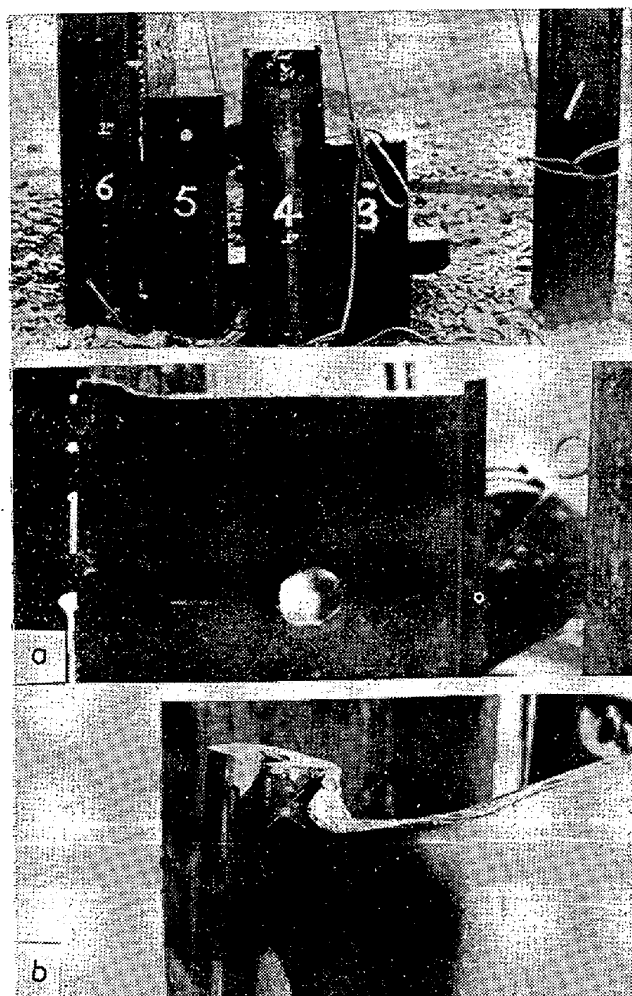
a: Niobium containing steel pilling
b: Ordinary carbon steel pilling

Photo. 2. The appearance of the pillings driven into gravel.

く形成された炭・窒化物の示性式も NbC, NbN のような単純炭化物もしくは窒化物として報告されていた。しかしながら実際の SS 材, SM 材などの実用鋼に Nb を添加する場合には, 鋼中に C, N が同時に存在し, しかも鋼種, 溶製法などによつてその量は変動するのが普通であつて, このような場合の炭・窒化物の生成あるいは

高温挙動については従来ほとんどわかつていなかった。

最近行なわれた八幡・技研の田尻・島田の研究によると実用鋼中における Nb の炭・窒化物は電解抽出残渣の電子回折による格子常数の測定あるいは示性分析によつて Nb(CN) の形で生成するが, 鋼中 C · N 量の変動に応じて Nb(CN) 中の C : N 量は変動し, NbC に近いものから NbN に近いものへと組成が変化していることが推定されている。

Fig. 7 から Nb の炭・窒化物は大体 1100°C 程度まできわめて安定であるが, 1100°C を越えると次第に γ 中に溶解込み始め 1200°C では全 Nb の 50% 以上, 1300°C では 80% 以上が溶解込む。一方 Nb 添加鋼の強度と靱性は γ 中への Nb の溶解込みが多くなるほど強度は増し, 靱性は劣化することがわかつた。逆に Nb の析出が多くなるにつれて強度は低下するが, 靱性は著しく改善される。とくに強度の低下に対して靱性の改善が顕著であつた。これを実際の鋼材の製造条件に当てはめて考えると, 圧延前の加熱温度を, Nb の析出・固溶の関係が次第に変化する 1100~1250°C の温度範囲で任意に選択し, 鋼中の析出 Nb (Insol. Nb) と固溶 Nb (Sol. Nb) のバランスを適当にコントロールすれば, 圧延鋼材の強度と靱性が適当に組み合わされた鋼材の製造が可能になる。

Nb 添加鋼における強度, 靱性の変化は鋼中における Nb の炭・窒化物の挙動によつて説明できるが, その機構を MORRISON⁴⁾あるいは STEPHENSON¹⁶⁾などの考えを入れて検討してみると, γ 中に固溶した Nb (Sol. Nb) は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後, ferrite matrix に Coherent な炭・窒化物の超微細分散相 (100 Å 以下と推定される) として析出し, 高張力化の働きをする。 γ 中ですでに炭・窒化物として析出している Nb は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後もそのまま形の大きい析出物 (100~500 Å と推定される) として存在し, これは ferrite matrix に incoherent で高張力化の効果はないが, それが coherent な場合に比べて鋼

材の靱性は著しく改善されると考えられる。

Nb鋼の実用化に当たつて、圧延前の加熱温度のコントロールが厚手材の靱性改善策として最も効果的であることは本実験で明らかにされた重要なポイントであるが、具体的には従来の 1250°C 以上の加熱温度に対して 1200°C 以下の低温加熱圧延を行ない適当量の Insol. Nb を鋼中に存在させれば切欠靱性の高い圧延高張力鋼の製造が可能であり、これは実際の現場製造工程を通じて十分確認された。また Nb 鋼におけるベース成分量はとくに C と Mn の量の適正化が問題であつて、目的とする強度、靱性によつて適宜選択されねばならないが、一応高い切欠靱性と良好な溶接性を必要とする品種では C は 0.20% 以下が望ましく、Mn は 1.00~1.30% が適当と考えられた。

5. 総 括

Nb 添加鋼材の靱性改善ならびに溶接性について検討を行ない、板厚 38 mm 程度までの強靱性厚手鋼材の製造が可能になつた。製造研究の結果をとりまとめると次のごとくである。

(i) 従来 Nb 添加鋼材では 12 mm 以上の厚手鋼材の製造は難かしいとされていたが、加熱温度を選定し、鋼中の acid-insoluble 型 Nb 量を適正にすれば、強度をあまり低下することなく靱性の改善をはかりうることを見出した。

(ii) C・Mn 量の調整、仕上圧延後の強制冷却も靱性改善に多少の効果がある。

(iii) これらの製造条件を基礎にして製造された新構造用鋼は降伏点 36kg/mm² 以上、引張強さ 50kg/mm² 以上で、降伏比が高い。切欠靱性は板厚 38 mm まで vE_0 3.5kgm/cm² 以上、 $vTr_{15}-20^{\circ}\text{C}$ 以下、 $vTr_s-10^{\circ}\text{C}$

以下である。二重引張試験あるいは NDT 試験でも溶接構造用として十分な値を示した。

(iv) 溶接性は良好で接手部の強度・靱性は母材と同等以上を示した。また潜弧溶接も十分可能である。

(v) 曲げその他の加工性も従来の 50kg/mm² 級高張力鋼と比べならん色はない。

文 献

- 1) C. A. BEISER: Trans. ASM Pre Print No. 138 (1959) p. 1~24
- 2) F. E. VAN VORIS: Metal Progress 82 (1912) Aug. p. 84~87
- 3) F. E. VAN VORIS: Metal Progress 79 (1959) Nov. p. 160~162
- 4) W. B. MORRISON: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 201 (1963) April p. 317~325
- 5) E. E. FLETCHER and A. R. ELSEA: Iron Age 25 (1960) Feb. p. 72~73
- 6) E. E. FLETCHER and A. R. ELSEA: Steel, May 8 (1961), p. 157~158
- 7) F. E. VAN VORIS: J. Metals, Dec. (1960) p. 943
- 8) F. E. VAN VORIS: Steel Dec. 3 (1962) p. 55~70
- 9) F. E. VAN VORIS: Iron Age, Oct. (1958) p.96
- 10) F. W. STARRATT: J. Metals, Oct. (1958) p. 799
- 11) W. B. MORRISON and J. H. WOODHEAD: J. Iron & Steel Inst., 201 (1963) Jan. p. 43~46 or Iron & Steel May 22 (1963), p. 269~272
- 12) W. B. MORRISON and J. H. WOODHEAD: Metal Progress, 81 (1961) Nov. p. 177~178
- 13) A. G. BARKOW: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., Jan. 17 (1962)
- 14) H. KIHARA: IIW Document 26 IX-368-63
- 15) H. KIHARA: ASTM Designation E208-63T
- 16) E. T. STEPHENSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 57 (1964), p. 208