Nb 添加非調質高張力鋼板に関する研究（第1報）*

—Nb 添加高張力鋼板の性質の特徴—

長谷部 茂 雄**

Study of non-heat-treated High Tension Steel Plate
Containing Niobium (Report 1)*

—Characteristic of high tension steel plate containing niobium—

By Shigeo Hasebe**

Abstract

At first the effect of niobium addition on the mechanical and welding properties of low carbon steel small plate as rolled was investigated in laboratory as compared with vanadium addition. Then the properties of large plate as rolled in works of killed and semikilled steel containing niobium, especially the toughness of the plate were investigated.

1) To increase the tensile strength of low carbon steel plate as rolled by 5–6 Kg/mm² the addition of about 0.05% vanadium is a little more effective than the one of niobium equivalent to 0.05% vanadium with respect the impact properties of the plate. But niobium increases the tensile strength of the plate more than vanadium in the range up to about 0.05% individually.

2) It may be said that we have had for the first time nonheat-treated weldable high tension steel plate with both tensile strength over 60 kg/mm² and structure consisting of ferrite and pearlite. The addition of both niobium and vanadium to the low alloy steel containing lower content of carbon further improves the impact properties of the plate as rolled.

3) The high tension steel plate containing niobium has a higher yield ratio as well known and can be welded easily, but the absorbed energy in Charpy impact test of the plate is comparatively small and this phenomenon is especially controversial in the transverse direction to rolling one. The absorbed energy in Charpy test being small is probably due to the higher tensile strength for the structure consisting of ferrite and pearlite. But the transition temperature of fracture surface in Charpy test is comparatively good and not worse than the one of low tension steel plate containing no niobium.

4) The new evaluation criteria for brittle fracture characteristic of structural steels for low temperature application (recently proposed by Japan Welding Engineering Society) adopt the evaluation method by transition temperature of fracture surface in Charpy test, rejecting the one by the absorbed energy. The transition temperature of fracture surface of high tension steel plate containing niobium being good, the small absorbed energy of the plate seems not to be a large defect.

5) The fracture tests on a larger scale such as press-notch crack starter test (wedge impact test) and double tension test of the plate were also carried out. The results of these fracture tests matched the transition temperature of fracture surface in Charpy test and supported the evaluation results by the above new criteria.

6) The tensile strength of carbon steel plate containing no niobium coiled immediately after hot-rolling is lowered in general due to the pearlite structure being globularized during slow cooling from coiling temperature, but the one of coiling plate containing niobium is little lowered by precipitation hardening of niobium carbo-nitride. The method to apply globularizing annealing to uncoiled flat plate after hot-rolling may be suitable to improve the impact properties of large plate unable to be coiled.

1. 緒 言

炭素鋼や低合金鋼の諸性質におよぼす Nb の添加の効

* 原稿受付 昭和41年9月1日（溶接学会昭和39、40年度春季全国大会溶接学会溶接冶金研究委員会第17、18回（1984、資料 No. WM-32-64, WM-46-64）および国際溶接会議1965年バリ大会（IIW Document No. IX-446-65）にて発表）

** 正 員 住友金属工業（株）和歌山製鉄所 Member, Wakayama Works, Sumitomo Metal Industries Co., Ltd.

果についてはかなり以前から知られていた。すなわち1940年頃から米国の特許公報^{1,2)}によって、Nb の添加が炭素鋼や低合金鋼のオーテナイト結晶粒を微細にする効果があり、その結果熱処理後の衝撃試験の吸収エネルギーを増加させる効果のあることが明らかにされていた。いっぽう戦後になって1958年頃にはおなじく米国において、少量の Nb を添加することによってセミキルド炭素

鋼板の熱間圧延のままの引張り強度をかなり増加させることができることがはじめて明らかにされた^{3,4)}。Nbの炭窒化物の析出硬化を利用した非調質型の高張力鋼板である。

米国の特許公報^{1,2)}はいずれも熱処理を加えた状態で使用しとくに溶接性のことを考慮しない機械構造用鋼に対するNbの細粒化の効果に関して特許を請求したものであったが、1941年の特許公報²⁾の中には、低炭素キルド鋼による熱間圧延のままの小鋼板の引張り強度におよぼすNbの効果を示す試験成績がわずかではあるがすでに認められる。戦後フェロニオビウムの価格が低下したことも動機となり、経済性や溶接性を考慮してはじめてセミキルドの炭素鋼にNbを添加した高張力鋼板の試作が行なわれたものと考えられる。

すでに低炭素リムド鋼板にVを添加して非歪時効性を与え、その深絞り加工性を向上させる試みがおなじ頃米国において行なわれており、また熱間圧延のままの低炭素鋼板の引張り強度を増加するためにVを添加する試みも同時に行なわれていたものと想像されるが、1958年頃にセミキルド鋼によるNb添加鋼板の試作が成功するとまもなく、米国では比較的薄板の溶接構造用高張力鋼板として広範囲に使用されるようになり、その経済性が認められてきたものである。

このようにして比較的薄板の範囲ではあるが、Nbを少量添加した低炭素低マンガン鋼を使って熱間圧延のままで55キロ級さらに60キロ級の高張力鋼板が我が国でも造られるようになった。

しかしながらその性質の特徴はじゅう分には知られて

いない。とくにシャルピー衝撃試験の破面遷移温度は優れていて、溶接協会の溶接構造用高張力鋼板規格(WES-135, HPIS-B104 T)にはじゅう分合格しているものの、その吸収エネルギーはかなり劣るというような欠点があり、重要な問題と考えられる。衝撃性質がそれほど問題とならない薄板としておもに使用され、また経済的な面のみが強調されてきたのは、衝撃性質にこのような特異な点が認められるためである。

本研究はまず第1報において、熱間圧延のままで使用されるこの種のNb添加高張力鋼板の性質の特徴とくに特異な衝撃性質について報告し、第2報においては、この鋼板から溶接して造った鋼管の低温における破壊実験の成績を報告して、その実用性について検討を加えたものである。

2. 熱間圧延のままの低炭素鋼板の機械的性質におよぼすVとNbの影響の比較

炭素鋼や低合金鋼のオーステナイト結晶粒の微細化にVやNbの添加の効果があり、その結果衝撃性質などの機械的性質に影響をおよぼすこと、いっぽうオーステナイト中に固溶しているVやNbは、冷却時の変態を押えて焼入れ性を向上し、その後の熱処理中に炭化物などの形で析出して析出硬化の現象を呈することなどはかなり以前から知られている。しかしながら熱間圧延のままの状態で使用される低炭素鋼板の機械的性質や溶接性に対してVとNbのいずれが優れているかについてはいまだ明確にされていない。まずこの点を明らかにするため

Table 1 Chemical composition of small steel ingots containing Nb 0~0.30% and V 0~0.31% individually

Steel	C%	Si%	Mn%	Nb or V%	Type of steel
A	0.14	0.04	0.90	—	Nb and V free semikilled steel
Nb 1	0.13	0.06	0.91	Nb 0.04	Nb containing semikilled steel
Nb 2	0.13	0.06	0.92	Nb 0.06	"
Nb 3	0.14	0.09	0.99	Nb 0.15	"
Nb 4	0.13	0.09	1.00	Nb 0.26	"
B	0.13	0.29	1.32	—	Nb and V free killed steel
Nb 5	0.14	0.30	1.30	Nb 0.03	Nb containing killed steel
Nb 6	0.14	0.28	1.34	Nb 0.08	"
Nb 7	0.14	0.27	1.39	Nb 0.19	"
Nb 8	0.14	0.33	1.40	Nb 0.30	"
V 1	0.12	0.04	0.76	V 0.05	V containing semikilled steel
V 2	0.13	0.09	0.84	V 0.10	"
V 3	0.13	0.05	0.74	V 0.21	"
V 4	0.14	0.09	0.81	V 0.30	"
V 5	0.12	0.22	1.19	V 0.05	V containing killed steel
V 6	0.14	0.35	1.21	V 0.10	"
V 7	0.13	0.28	1.18	V 0.20	"
V 8	0.13	0.28	1.20	V 0.31	"

に、小型圧延機を使用して小鋼板による実験を行なった。

2.1 実験方法

高周波炉で溶製した重量 100 kg の小鋼塊を板厚 25 および 40 mm で板巾 150 mm の小鋼片に鍛造し、ついで小型圧延機を使用して、25 mm の鋼片からは板厚 9 および 13 mm の小鋼板を、40 mm の鋼片からは板厚 25 mm の小鋼板を圧延した。鋼片を 1200°C に加熱し、最終圧延を 900°C で強圧下を加えて行なったのち空冷した。

供試した小鋼塊の化学成分を Table 1 および 2 に示す。Table 1 の鋼塊は Si と Mn の含有量を異にしたセミキルド鋼とキルド鋼に Nb と V をそれぞれ単独におよそ 0.30% まで添加したものである。圧延のままの状態での引張り試験や衝撃試験は板厚 9 mm の鋼板について行ない、焼ならし処理の効果の調査には板厚 13 mm の鋼板を供試した。

Table 2 Chemical composition of small steel ingots containing small amount of Nb

Steel	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%	Nb%
Nb 9	0.16	0.04	0.80	0.014	0.017	0.09	0.00
Nb 10	0.16	0.07	0.84	0.015	0.018	0.10	0.01
Nb 11	0.16	0.07	0.89	0.013	0.018	0.11	0.02
Nb 12	0.15	0.06	0.84	0.013	0.016	0.09	0.03
Nb 13	0.14	0.06	0.90	0.015	0.020	0.09	0.05

Table 2 の鋼塊は Nb の添加量がとくに少量のところの効果明らかにするために溶製したもので、低炭素のセミキルド鋼に最大で 0.05% の Nb を添加したものである。板厚 9, 13 および 25 mm の小鋼板について、圧延のままの状態での引張り、衝撃および溶接性試験を行なった。

2.2 実験結果

Table 1 の小鋼塊による実験の結果を Fig. 1~4 に示す。Fig. 1 および 2 は圧延のままの板厚 9 mm の小鋼板の降伏点、引張り強さ、伸びおよび衝撃試験値におよぼす Nb と V の効果を比較したものであり、Fig. 3 および 4 は焼ならしを加えた板厚 13 mm の小鋼板についておなじく Nb と V の効果を比較したものである。これらの実験結果からつぎのことがわかる。

1) それぞれ 0.05% 前後までの少量添加の範囲では、Nb の方が引張り強度をより増加させる。この範囲では、V の添加量は Nb のおよそ 2 倍が必要ということができよう。なお Nb による引張り強度増加の効果をじゅう分有効に利用するには 0.05% 程度の添加が適当であろう。

2) 降伏点および引張り強さを 5~6 kg/mm² 程度増

Fig. 1 Comparison between effect of niobium and vanadium addition on tensile properties of small plates 9mm thick and as rolled in laboratory (Steels in Table 1)

Fig. 2 Comparison between effect of niobium and vanadium addition on 2mm V-notch Charpy impact properties of small plates 9mm thick and as rolled in laboratory (Steels in Table 1)

Fig. 3 Comparison between effect of niobium and vanadium addition on tensile properties of small plates 13mm thick and normalized after rolling (Steels in Table 1)

Fig. 4 Comparison between effect of niobium and vanadium addition on 2 mm V-notch Charpy impact properties of small plates 13 mm thick and normalized after rolling (Steels in Table 1)

加させるためには、0.05% 前後の V の添加の方が Nb の場合よりも衝撃性質の点で少し優れている。引張り強度を $5 \sim 6 \text{ kg/mm}^2$ 程度増加させるだけでじゅう分な場合には、V の使用が好ましい。

3) 焼ならしを加えた状態では、Nb の方が引張り強度の低下はむしろ大きい。しかし焼ならし後の引張り強度とくに降伏点の同一レベルで比較すれば、その衝撃性質は Nb の場合が V よりも優れている。

このように Nb を添加することによって圧延のままの鋼板の引張り強度が増加する現象は、すでに W.B. Morrison⁵⁾ も指摘しているように Nb の炭窒化物の析出硬化作用によるものであろう。V による同様の効果もおなじくおもにその炭窒化物の析出作用によるものと考えられる。また上記の (3) 項の現象は、焼ならし温度においては Nb は比較的大型の炭窒化物の形でほとんど析出し、析出硬化作用を失ない、結晶粒微細化の効果のみを残すのに対して、V の場合にはその炭窒化物の析出温度の中心が焼ならし温度よりも低いところにあるために、焼ならし処理をうけても析出硬化の作用がなお失なわれないためと考えられる。

Table 2 の小鋼塊による実験の結果を Fig. 5, 6 および Photo. 1 に示す。Fig. 5 は圧延のままの板厚 9, 13 および 25 mm の小鋼板の降伏点、引張り強さ、伸びおよび衝撃試験値によらず Nb の極少量添加の効果を

Fig. 5 Effect of small amount of niobium and thickness of plate on tensile and 2 mm V-notch Charpy impact properties of small plates as rolled in laboratory (Steels in Table 2 and thickness of plates 9, 13 and 25 mm)

Fig. 6 Effect of small amount of niobium on maximum hardness at heat-affected zone and unaffected zone of small plates (Steels in Table 2 and Fig. 5)

Photo. 1 Micro-structure of small steel plates containing different amount of niobium, 9mm thick and as rolled in laboratory (Steels in Table 2 and Fig. 5)

Photo. a: Nb 0.00% (Steel Nb 9),
 Photo. b: Nb 0.01% (Steel Nb 10),
 Photo. c: Nb 0.02% (Steel Nb 11),
 Photo. d: Nb 0.103% (Steel Nb 12)

示しており、板厚の影響もみることができる。Fig. 6は溶接熱影響部最高硬度試験の結果であり、Photo. 1はミクロ組織を示す。これらの結果からつぎのことがわかる。

1) Nbはその量がおおよそ0.03%まではほぼ直線状に降伏点および引張り強さを増加させるが、それを超えると飽和する傾向がみられる。衝撃性質もそれに対応して変化しているようである。

2) このような引張り強度の増加の傾向は、板厚 25mm の場合でも板厚 9mm の場合と差が認められず、同程度の引張り強度の増加が期待できる。

3) 圧延のままの鋼板のフェライト結晶粒は Nb を添加するとわずかに微細化する傾向が認められる。またパーライト組織の一部にペーナイト化の傾向がみられる。これはオーステナイトに固溶している Nb がその変態を遅くする作用によるものと考えられるが、Nb の添加による引張り強度の増加には、さきにのべた析出硬化作用のほかにこのような組織の変化も原因しているものと思われる。

4) Nb を添加すると溶接熱影響部最高硬度は母材の硬度増加とともに多少増加するが、母材硬度との差で表わされる硬化量には、Nb の量が増すとかえって減少する傾向がみとめられる。

なお溶接性試験としてこのほかにスリット形割れ試験も行なったが、いずれの鋼板にも割れはまったく発生しなかった。

3. Nb 添加低炭素鋼板の機械的性質におよぼす熱間圧延条件の影響

熱間圧延のままの状態の鋼板の機械的性質にその圧延条件が大きい影響をおよぼすことはいうまでもない。鋼板にじゅう分な靱性を与えるためには、一般にできるだけ低い温度で強い圧下を加えて圧延し、圧延後は適当な速度で冷却して組織を微細にしなければならない。Nb 添加鋼板の場合もちろんその例外ではないであろうが、高い引張り強度に対応して靱性はかなり失なわれる傾向にあるために、圧延温度および圧延後の冷却速度などを十分管理して組織の微細化をはかることが一層重要であると考えられる。ここでは圧延条件の中でもっとも重要と考えられる圧延温度とくに最終圧延温度の影響について明らかにするために、小型圧延機を使用して小鋼板による実験を行なった。

なお熱間圧延後ただちにコイル状に巻きとられるコイル状鋼板では、巻きとられた温度から徐冷される焼なまし処理をうける。この焼なまし処理によってパーライト

組織が球状化するほどの影響をうけると、一般に引張り強度はかなり低下し、いっぽう衝撃性質は向上する現象がみられる。Nb を添加した鋼板では Nb の炭化物の析出硬化のために、パーライトが球状化しても引張り強度の低下はそれほど小さくなく、いっぽう衝撃性質はかなり向上する。この現象は Nb 添加鋼によるコイル状鋼板の1つの特性と考えられる。

3.1 実験方法

板厚 32 mm の鋼板を素材として、1200°C に加熱し、ついで小型圧延機で板厚 13 mm の小鋼板(板巾 150 mm, 板長 600 mm) に圧延した。圧延前の加熱温度も重要であり、一般にその温度が低いほど組織の微細化に有効であるが、能率のよい圧延作業を行なうには 1200°C 前後の加熱は必要である。

Table 3 に供試材の成分組成を示す。Nb を添加していない鋼板 D を比較のために使用した。最終圧延温度は 650~1000°C の範囲をおよそ 50°C の間隔で変え、パス回数は目標の最終圧延温度によって変わり、4~11回で

Table 3 Chemical composition of steel plates used for study on hot-rolling temperature

Steel	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%	Nb%
C	0.15	0.45	1.37	0.018	0.026	0.07	0.03
D	0.15	0.37	1.28	0.015	0.021	0.10	—

Fig. 7 Effect of last rolling temperature on tensile and 2 mm V-notch Charpy impact properties of small plates as rolled in laboratory (Steels in Table 3, heating temperature 1200°C and thickness reduction from 32 to 13 mm)

圧延を終了した。

3.2 実験結果

Fig. 7 に降伏点、引張り強さ、伸びおよび衝撃値におよぼす最終圧延温度の影響を示す。

Nb を添加してもとくに変った傾向はみられない。Nb の有無にかかわらず、最終圧延温度がおよそ 700°C を下ると冷間加工による硬化が残り、引張り強度は増加し、伸びおよび衝撃性質は低下する。いっぽうおよそ 1000°C をこえると組織が粗大化するために、衝撃性質の低下が明瞭に認められるようになる。750~950°C の範囲では機械的性質に大きな変化は認められないこともわかる。

以上小型圧延機を使用して、熱間圧延のままの小鋼板について行なった実験の結果についてのべたが、その引張り試験の値では工場で造られる大鋼板の成績と比較的よく一致したものの、衝撃試験の値ではかなりの差が認められる場合が多かった。圧延条件が完全に再現されていないためであるが、たとえば最終圧延温度の影響について工場で大鋼板による調査を行なった結果では、750~950°C の範囲でもその温度が低い方が衝撃性質の点で優れていた。しかしおよその傾向を知り予備的な知識をうるにはじゅう分役立つものであった。

4. Nb 添加高張力鋼板の性質の特徴

以上の小鋼板による実験の結果から、低炭素鋼に Nb を 0.05% 程度まで添加することによって熱間圧延のままの鋼板の引張り強度を V の場合よりはいちじるしく向上させることができること、そのとき衝撃性質はかなり低下するが、溶接熱影響部の硬化など溶接性には悪影響のないことが明らかとなったが、以下工場で圧延した大鋼板の成績について紹介し、その性質の特徴について考察する。

熱間圧延のままの鋼板の引張り強度を増加して 60 キロ級の高張力鋼板を造るためには、もちろん鋼板の C, Si, Mn さらにその他の合金元素を増加させる方法もあるが、造塊性や成品の性質上おのずから限度があることはいうまでもない。従来わが国では焼入れ焼もどしあるいは焼ならし焼もどしの熱処理を加えたいわゆる調質型の 60 キロ級の高張力鋼板が溶接構造用としてもっぱら用いられている。Nb を少量従来の 50 キロ級の高張力鋼に添加することによって、われわれははじめて低炭素鋼でしかもフェライトとパーライト組織の 60 キロ級高張力鋼板をもつことができたということができよう。

4.1 成分組成

従来の 50 キロ級の鋼板に使用されてきた低炭素低マンガアルミキルド鋼に Nb を添加した 60 キロ級の鋼板の

Table 4 Chemical composition of large plates rolled in works (low carbon and low manganese killed steel)

Steel	Thickness (shape) mm	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%	Sol. Al%	Nb%
I	6, 12 (plate) 6.4 (coil)	0.16	0.29	1.29	0.021	0.018	0.11	0.019	0.035
II	20, 32 (plate)	0.16	0.42	1.43	0.024	0.022	0.06	0.018	0.051

Table 5 Chemical composition of large plates rolled in works (low carbon semikilled steel)

Steel	Thickness (shape) mm	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%	Nb%
III	6.3 (coil)	0.16	0.06	0.49	0.014	0.019	0.05	0.03
IV	4.7 (coil)	0.16	0.04	0.95	0.014	0.022	0.07	0.03
V	4.7 (coil)	0.13	0.05	0.91	0.015	0.024	0.07	0.03
VI	12, 20, 32 (plate)	0.15	0.03	1.29	0.017	0.017	0.07	0.04

Table 6 Chemical composition of large plates rolled in works (low carbon low alloy killed steel)

Steel	Thickness (shape) mm	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%	Cr%	Ni%	Sol. Al%	Nb%	V%
VII	9 (coil)	0.10	0.29	1.27	0.014	0.014	0.48	0.30	0.52	0.015	0.04	0.05

Table 7 Tensile and bending properties of large plates rolled of low carbon and low manganese killed steels as shown in Table 4

Steel	Thickness (shape) mm	Heat treatment	Y.P. (ratio) kg/mm ² (%)	T.S. kg/mm ²	El. (G.L. 50 mm) %	Bending (R : 1.5 t)
I	6 (plate)	As rolled	52(79)	66	28	Good
	6.4 (coil)*	"	50(79)	63	29	"
	12 (plate)	"	49(79)	62	33	"
II	20 (")	"	48(77)	62	36	"
	32 (")	"	44(75)	59	32	"
I	6 (plate)	Normalized**	43(78)	55	34	Good
	6.4 (coil)*	"	43(77)	56	37	"
	12 (plate)	"	42(75)	56	41	"

*) Width : 960 mm, Width of other plate : 1,524 mm

**) Heating at 880°C for 1 hour followed by air-cooling

Table 8 Tensile and bending properties of large plates rolled of low carbon semikilled steels as shown in Table 5

Steel	Thickness (shape) mm	Heat treatment	Y.P. (ratio) kg/mm ² (%)	T.S. kg/mm ²	El. (G.L. 50 mm) %	Bending (R : 1.0 t)
III	6.3 (coil)	As rolled	44(80)	55	32	Good
IV	4.7 (")	"	51(86)	59	28	"
V	4.7 (")	"	47(84)	56	29	"
VI	12 (plate)	"	48(83)	58	33	"
	20 (")	"	43(77)	56	32	"
	32 (")	"	41(75)	55	32	"

Width : 960 mm in coil and 1,524 mm in plate

化学成分を Table 4 に、41キロ級の低炭素セミキルド鋼に Nb を添加した米国型ともいふべき50キロもしくは55キロ級の鋼板の化学成分を Table 5 に示す。Nb の添加量はさきの実験結果にしたがって0.03~0.05%とした。

なお Table 6 はCをとくに低くして Si, Mn, Nb のほかに Cu, Cr, Ni, V を少量ずつ添加した低合金鋼である。Table 4 の Nb 添加低マンガン鋼によるよりは引張り強度が高く、しかも衝撃性質の点で劣ることのないことを目標に選定した鋼種である。焼ならし処理を加えて使用されるわが国最初の60キロ級高張力鋼板である日本造船研究協会の溶接艦船用60キロ高張力鋼板規格案をはじめとする諸研究^{6,7)}および溶接協会における最近の原子炉用高張力鋼板の研究⁸⁾を参考にした。また耐候性鋼板の最近の成績も参考にし、これに上記の実験結果や実験計画法による研究の成果⁹⁾もあわせて検討して撰んだ。

4.2 一般の機械的性質

Table 4 および 5 の Nb 添加低炭素鋼による圧延のままの鋼板の引張りおよび曲げ試験の成績を Table 7 および 8 に、シャルピー衝撃試験の成績を Table 9 および 10 に示す。

Table 7 においては、板厚が 20 mm までの鋼板は降伏点および引張り強さともに溶接協会の溶接構造用高張力鋼板規格 (WES-135) の HW 45 の規格値 (降伏点 45 kg/mm² 以上, 引張り強さ 60~72 kg/mm²) に合格している。いっぽう米国石油協会 (API) の 5L×60 の

降伏点の下限は 42.2 kg/mm² であるからこれにも合格していることになる。このように従来の50キロ級の低マンガン鋼に少量の Nb を添加していわゆる60キロ級の鋼板を造ることができる。

Table 8 においては、板厚が 32 mm までの鋼板は WES の HW 36 (降伏点 36 kg/mm² 以上, 引張り強さ 53~65 kg/mm²) に相当し、このうち板厚 12 mm までは WES の HW 40 (降伏点 40 kg/mm² 以上, 引張り強さ 57~70 kg/mm²) に相当している。このように従来の41キロ級の低炭素セミキルド鋼に Nb を少量添加することによっていわゆる55キロ級の鋼板をつくることができる。

なお Table 7 には、焼ならし処理 (880°C に 1 時間加熱後空冷) を加えたときの引張り強度も示しているが、降伏点および引張り強さともかなり低下することがわかる。焼ならしを加えると Al の場合とおなじく Nb による細粒化の効果が現われて、焼ならし後もその降伏比は高いままで保持されているが、この点も Nb を含有しない鋼板の場合と相異している。

Table 9 には 60 キロ鋼板のシャルピー衝撃試験成績を示しているが、とくに破面遷移温度はこれまで低マンガン鋼で造ってきた50キロ級の鋼板のそれよりもすぐれているほどである。もっとも吸収エネルギーの値は全般に低く、とくに圧延方向に直角な T 方向の vT_{10} や $5uT_{1.0}$ の低エネルギー遷移温度が板厚が薄い場合には高温側にきている。したがって vT_{10} や $5uT_{1.0}$ の方が

Table 9 Charpy impact properties of large plates rolled of low carbon and low manganese killed steels as shown in Table 4 and 7

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	$vT_{4.8}$ °C	vE_0 kg-m/cm ²	vT_{10} or 15 °C	$5uT_{1.0}$ or 1.4 °C	vT_E °C	vT_S °C	pT_S °C
I	6 (plate)	L	0	12.0	-83	< -120	-70	-75	-35
		T	—	3.5	-40	+60	-100	-90	-40
	6.4 (coil)	L	+30	10.5	-115	< -120	-120	< -120	-85
		T	—	3.3	> +60	> +100	-120	< -120	-90
	12 (plate)	L	-35	13.3	-45	-90	-30	-30	+5
		T	—	3.6	-40	-65	-50	-50	0
II	20 (")	L	-46	13.5	-65	—	-45	-55	-30
		T	—	5.0	-50	—	-52	-49	-47
	32 (")	L	-25	12.8	-45	—	-20	-22	-5
		T	+20	5.1	-40	—	-32	-18	-17

Heat treatment: As rolled

$vT_{4.8}$: Temperature at 4.8 kg-m, using specimen with milled V-notch 2 mm deep

vT_{10} or 15: Temperature at 10 or 15 ft-lb,

vT_{10} for plates 6 and 6.4 mm thick (size of specimen: 5×10×55 mm),

vT_{15} for other plates (size of specimen: 10×10×55 mm)

$5uT_{1.0}$ or 1.4: Temperature at 1.0 or 1.4 kg-m, using specimen with milled U-notch 5 mm deep,

$5uT_{1.0}$ for plates 6 and 6.4 mm thick (size of specimen: 5×10×55 mm),

$5uT_{1.4}$ for other plates (size of specimen: 10×10×55 mm)

vT_E : Temperature at a half of maximum absorbed energy

pT_S : Temperature at 50% brittle fracture surface, using specimen with pressed V-notch 2 mm deep

Table 10 Charpy impact properties of large plates rolled of low carbon semikilled steels as shown in Table 5 and 8

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	$vT_{0.8}$ °C	vE_0 kg-m/cm ²	$vT_{0.6 \sim 1.5}$ °C	$5vT_{0.9 \sim 1.4}$ °C	vT_E °C	vT_s °C	pT_s °C
III	6.3 (coil)	L	+20	9.7	-30	-75	-25	-20	0
		T	—	4.8	-10	-40	-20	-25	+5
IV	4.7 (coil)	L	—	11.3	-65	<-100	-55	-60	-20
		T	—	5.9	-30	-50	-35	-45	-25
V	4.7 (coil)	L	—	11.8	-80	<-100	-70	-80	-50
		T	—	4.7	-50	>+40	-65	-75	-50
VI	12 (plate)	L	-30	13.1	-20	—	-15	-20	+5
		T	—	3.2	-10	—	-17	-8	+12
	20 (")	L	-37	16.6	-50	—	-27	-33	—
		T	+10	4.3	-40	—	-30	-26	—
	32 (")	L	-5	5.3	-25	—	+2	+2	+20
		T	+30	2.8	-15	—	-8	+8	+19

Heat treatment: As rolled

 $vT_{0.8}$ and $5vT_{0.9}$ for plates 4.7 mm thick (size of specimen: $4 \times 10 \times 55$ mm) vT_{10} and $5vT_{1.0}$ for plates 6.3 mm thick (size of specimen: $5 \times 10 \times 55$ mm) vT_{15} and $5vT_{1.4}$ for plates more than 12 mm thick (size of specimen: $10 \times 10 \times 55$ mm)**Table 11** Chemical composition and tensile properties of both plates with and without niobium (6.4 mm thick and as rolled in works on the same condition of rolling)

Steel	Thickness (shape) mm	C%	Si%	Mn%	Nb%	Y.P. (ratio) kg/mm ² (%)	T.S. kg/mm ²	E1. (G.L. 50 mm) %
With Nb	6.4 (coil)	0.20	0.04	0.51	0.048	43(77)	56	29
Without Nb		0.20	0.06	0.51	—	31(66)	47	36

かえて vT_s や pT_s の破面遷移温度よりもかなり高温側になるというような場合がみられ、もし溶接協会の低温構造用鋼板判規¹⁰⁾（低温構造用鋼板材質判定基準の旧案、1964年3月に改訂された）にしたがえば、そのG種には不合格であるが、A種には合格するという一般にはみられない性質を示すことになる。Table 10の55キロ鋼板の薄板の場合にもおなじ傾向がみとめられる。

また Table 9 において、平板状の板厚 6 mm の鋼板とコイル状の板厚 6.4 mm の鋼板と比較すれば、後者が vT_s や pT_s の破面遷移温度および vT_E のエネルギー遷移温度においてかなりすぐれていることがわかる。600°C 以上の温度で巻きとられるために引張り強度がわずかに低下しているが、衝撃性質の向上はそれだけではとうてい説明できないほどである。

このように Nb 添加鋼板の破面遷移温度がすぐれているのは、ミクロ組織の項でのべるように組織が微細化しているためと考えられる。コイル状鋼板でとくに優れているのは高温で巻きとられたのち徐冷されるというような焼なましによる組織変化がそれに加わっているためであろう。

Nb を添加していない低引張り強度の鋼板の成績と正

確に比較するために、Table 5 のなかの鋼Ⅲとほとんどおなじ成分組成で、ただ Nb を添加していない鋼塊をおなじ条件でおなじ寸法の鋼板に圧延して比較した結果を Table 11 および12に示す。

Table 11 にその引張り試験成績を比較して示しているが、Nb の 0.048% の添加によって板厚 6.4 mm の鋼板の降伏点はおよそ 12 kg/mm²、引張り強さはおよそ 9 kg/mm² も増加していることがわかる。したがって降伏比も大きくなっている。

Table 12 にはそのシャルピー衝撃試験成績を示す。Nb を添加した鋼板の方が vE_0 の吸収エネルギー値は多少劣っているが、 vT_s などの破面遷移温度および vT_E のエネルギー遷移温度はむしろ優れている。Nb の添加によって引張り強度は 10 kg/mm² 程度も増加しているにもかかわらず、衝撃性質はむしろ優れた傾向を示すようである。

つぎに Table 6 の Nb 添加低合金鋼による圧延のまの鋼板の引張りおよび曲げ試験成績を Table 13 に、シャルピー衝撃試験成績を Table 14 に示す。

板厚は 9 mm の場合のみであるが、引張り試験成績は WES の HW 50（降伏点 50 kg/mm² 以上、引張り強さ 62~75 kg/mm²）に相当している。さらに Table

Table 12 Charpy impact properties of both plates with and without niobium as shown in Table 11

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	$vT_{4.8}$ °C	vE_0 kg-m/cm ²	vT_{10} °C	$5UT_{1.0}$ °C	vT_E °C	vT_S °C	pT_S °C
With Nb	6.4 (coil)	L	—	8.0	-35	-80	-25	-32	-5
		T	—	4.0	0	0	-30	-22	-5
Without Nb		L	-5	12.0	-30	-60	-15	-15	0
		T	—	3.0	+5	-20	0	+5	+10

Table 13 Tensile and bending properties of large plate rolled of low carbon and low alloy steel as shown in Table 6

Steel	Thickness (shape) mm	Heat treatment	Y.P. (ratio) kg/mm ² (%)	T.S. kg/mm ²	El. (G.L. 50 mm) %	Bending (R: 1.5 t)
Ⅶ	9 (coil)	As rolled	53(83)	64	25	Good

Width: 900 mm

Table 14 Charpy impact properties of large plate rolled of low carbon and low alloy steel as shown in Table 6 and 13

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	$vT_{4.8}$ °C	vE_0 kg-m/cm ²	$vT_{12.5}$ °C	vT_E °C	vT_S °C	pT_S °C
Ⅶ	9 (coil)	L	-78	13.3	-120	-72	-82	-60
		T	—	3.2	-30	-68	-78	-56

Size of specimen: 7.5×10×55 mm

Table 15 Results of wedge impact test of killed steel plates as shown in Table 4, 7 and 9, and critical temperature for safety use calculated

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	T_{50} °C	$\frac{1}{2}\sigma_y T_{AG}^*$ from T_{50} °C	Critical temperature from WES** °C	
					Grade G (25 kg/mm ²)	Grade A (25 kg/mm ²)
I	6 (plate)	L	-55	-21	-60	-35
		T	-70	-35	-85	-65
	12 (")	L	-43	-11	-45	-20
		T	-49	-16	-60	-40
II	20 (")	L	-41	-9	-54	-34
		T	-48	-16	-60	-46
	32 (")	L	-43	-11	-27***	-1***
		T	-48	+2	-38***	-13***

*) Critical temperature for safety use under a half of yield strength of plates, calculated from T_{50} according to equation ($\frac{1}{2}\sigma_y T_{AG} = 26.1 + 0.87 \times T_{50}$)**) Critical temperature calculated from pT_S or vT_E according to WES (Welding Engineering Standard proposed from Japan Welding Engineering Society)***) Applied stress 20 kg/mm²

7 および 8 に示したような Nb 添加低マンガン鋼板の板厚 5~6 mm の引張り強度に相当しているが、衝撃性質の方は試験片の寸法の差を考慮すれば低合金鋼の成績がかなり優れている。なお API の 5L×70 (案) の降伏点の下限は 49.3 kg/mm² であるが、この低合金鋼板はこの種の溶接高張力鋼管用の鋼板を第 1 の対称に試作したものである。

4.3 特殊な脆性破壊試験成績

これらの鋼板の衝撃性質をさらに明らかにするために、プレスノッチクラックスター試験 (Wedge

impact 試験ともいわれる)¹¹⁾ と 2 重引張り試験¹²⁾ の成績をつぎに示す。

プレスノッチクラックスター試験では、脆性亀裂の長さが 50 mm となる温度 T_{50} を測定して、その鋼板の脆性破壊伝播特性を評価することが行なわれる。すなわち T_{50} から下式によって $\frac{1}{2}\sigma_y T_{AB}$ (降伏点の $\frac{1}{2}$ の応力下における温度勾配型 2 重引張り試験の亀裂停止温度) を推定している。

$$\frac{1}{2}\sigma_y T_{AG} = 26.1 + 0.87 \times T_{50} \quad (r=0.974, S_E=9.4^\circ\text{C})^{13)}$$

Table 15~17 にプレスノッチクラックスター試験

Table 16 Results of wedge impact test of semikilled steel plates as shown in Table 5, 8 and 10, and critical temperature for safety use calculated

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	T_{50} °C	$\frac{1}{2}\sigma_y T_{AG}$ from T_{50} °C	Critical temperature from WES °C	
					Grade G (20 kg/mm ²)	Grade A (20 kg/mm ²)
Ⅲ	6.3 (coil)	L	-25	+4	-30	-10
		T	+32	-2	-25	-5
Ⅳ	4.7 (")	L	-38	-7	-55	-30
		T	-45	-13	-40	-15
Ⅴ	4.7 (")	L	-58	-24	-65	-40
		T	-64	-30	-60	-40
Ⅵ	12 (plate)	L	-7	+20	-34	-6
		T	-8	+19	-40	-12
	20 (")	L	—	—	-46	-22
		T	—	—	-46	-22
	32 (")	L	-16	+12	-14	+12
		T	-13	+15	-22	+4

Table 17 Results of wedge impact test of low alloy steel plate as shown in Table 6, 13 and 14, and critical temperature for safety use calculated

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	T_{50} °C	$\frac{1}{2}\sigma_y T_{AG}$ from T_{50} °C	Critical temperature from WES °C	
					Grade G (25 kg/mm ²)	Grade A (25 kg/mm ²)
Ⅶ	9 (coil)	L	-87	-50	-71	-47
		T	-82	-40	-69	-45

Table 18 Results of double tension test of semikilled steel plates as shown in Table 5, 8 and 10

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	pT_s °C	Applied stress kg/mm ²	Critical temperature from double tension test °C		Critical temperature from pT_s according to WES °C	
					Flat*	Gradient*	Grade G	Grade A
Ⅲ	7.8 (coil)	L	0	20	-18	-10	-25	-2
		T	-10	20	-23	-13	-32	-10
Ⅳ	4.7 (coil)	L	-20	25	-30	-15	-36	-14
		T	-25	25	-40	-27	-40	-17

*) Distribution of temperature across width of specimen

Table 19 Results of double tension test of both plates with and without niobium (as rolled in works on the same condition of rolling) as shown in Table 11 and 12

Steel	Thickness (shape) mm	Direction of sampling	vT _E °C	Applied stress kg/mm ²	Critical temperature from double tension test °C		Critical temperature from vT _E according to WES °C	
					Flat	Gradient	Grade G	Grade A
With Nb	6.4 (coil)	L	-25	20	-23	-13	-30	-10
		T	-30		-20	-20	-35	-10
Without Nb		L	-15		-17	0	-25	0
		T	0		-10	+2	-15	+10

験の成績を示す。使用応力が20あるいは 25 kg/mm² の時の最低使用温度を WES の低温構造用鋼材質判定基準案¹⁴⁾によって求めて併示している。WES の A 種としての温度も T_{50} より推定される最低使用温度よりは多くの場合低温側にあってかならずしも両者は一致していないが、シャルピー衝撃試験の吸収エネルギーにみられたような L と T 方向の間の大きな差異はここでは認めら

れない。WES の新しい G 種としての最低使用温度がもっとも劣っている鋼板でもおおよそ -10°C 以下であるから、一般の溶接構造用材としては十分な靱性をもつということができよう。なお T_{50} の値は Table 17 にみられるように鋼Ⅶの低合金鋼板の場合がもっとも低温側にあり優れている。

Table 18 および 19 に二重引張り試験成績の例を示

す。Table 18 では鋼板ⅢおよびⅣの降伏点をそれぞれ 40 および 50 kg/mm² として、降伏点の $\frac{1}{2}$ の応力下における脆性亀裂停止温度を求めている。2 重引張り試験の結果は、T 方向の方がむしろ優れた成績を示していることがわかる。またシャルピー衝撃試験の破面遷移温度 pT_s から WES によって求めた最低使用温度とは比較的良好に一致しているといえよう。

Table 19 では Nb を添加しない鋼板との比較を行ったものであるが、Table 12 のシャルピー衝撃試験の場合とおなじく、Nb を添加することによって引張り強度がいちじるしく増加しているにもかかわらず、2 重引張り試験の成績はかえって優れている。

4.4 ミクロ組織

これらの鋼板のミクロ組織を Photo. 2~4 に示す。

Photo. 2 には鋼Ⅰによる板厚 6 mm の平板状鋼板と板厚 6.4 mm のコイル状鋼板のミクロ組織を比較して示している。コイル状鋼板は熱間圧延後ただちに比較的高温度で巻きとられたのち徐冷されるので、パーライト組織はかなり球状化している。さきにのべたように、コイル状鋼板の衝撃性質が優れているのはこのような組織の変化によるものと考えられる。コイル状鋼板における Nb の添加による引張り強度の増加はその炭窒化物の析出硬化作用によるものであり、したがってパーライト組織が球状化しても軟化の程度は少ないものと考えられる。

平板状鋼板のミクロ組織を Photo. 2 (板厚 6 mm) および Photo. 3 (板厚 12 および 32 mm) に示している。従来の Nb を添加していない鋼板に比較して層状組織の傾向が強く、組織は多少微細化している。またオーステナイト中に固溶していた Nb の効果として、パーライト

Photo. 2 Micro-structure of large coil and plate of low carbon low manganese steel containing niobium 0.035% (Steel I in Table 4, 7 and 9)

Photo. a: flat plate as rolled, 6 mm thick

Photo. b: coil plate as rolled, 6.4 mm thick

Photo. 3 Micro-structure of large plates of low carbon low manganese steel containing niobium 0.051% (Steel II in Table 4, 7 and 9)

Photo a: flat plate as rolled, 12 mm thick

Photo b: flat plate as rolled, 32 mm thick

Photo 4 Micro-structure of large coil plate of low carbon low alloy steel containing niobium and vanadium (Steel VII in Table 6, 13 and 14)

組織の中には多少のベーナイト組織が混在しているようである。平板状鋼板における Nb の添加による引張り強度の増加には、析出硬化作用のほかにもこのような組織変化も原因しているものと考えられる。

平板状鋼板の衝撃性質を多少でも改善するためには、圧延のままの鋼板に焼なまし処理を加えてコイル状鋼板にみられる程度の球状化をほどこす方法が考えられる。この方法は圧延のままの鋼板にありがちな性質のばらつきを少なくする効果もあろう。

また板厚が 12 mm 前後まではコイル状に巻きとることができるので、板厚が薄い場合にはできるだけコイル状鋼板を利用の方が靱性の点で優れている。したがって大径の溶接鋼管をストレートシームを溶接して造る場合にも、コイル状鋼板を巾方向にも溶接してその巾の寸法の不足を補ない、2 本以上の管軸に平行なストレートシームを溶接して造る方法などが考えられる。

4.5 溶 接 性

溶接性試験としては、溶接部最高硬度試験、溶接ビード曲げ試験、スリット形溶接割れ試験、溶接継手の引張り、曲げおよびシャルピー衝撃試験などを実施した。

Fig. 8 Effect of niobium addition and thickness of plate on increasing quantity of maximum hardness at heat-affected zone (Estimated by difference between maximum hardness at heat-affected zone by arc-welding and at unaffected zone)

さきに Fig. 6 において Nb の添加によって溶接熱影響部の最高硬度と母材硬度との差すなわち硬化量が小さくなることを示したが、Fig. 8 では板厚がおよそ 10 mm を超えると Nb の有無によってその硬化量に明瞭な差が認められることを示している。

供試鋼板の板厚はおよそ 5 mm から 32 mm まで、低合金鋼の場合は 9 mm であるが、この範囲ではいずれの試験においても問題となる点はまったく認められない。

5. 総 括

以上圧延のままの鋼板の性質におよぼす Nb の少量添加効果を V の添加の場合と比較して明らかにするために小鋼塊を溶製して行なった実験の結果についてのべ、ついで工場において大鋼塊から圧延して造った Nb 添加高張力鋼板の性質の特徴について報告した。

1) 圧延のままの低炭素鋼板の引張り強度を 5~6 kg/mm² 程度増加させるためには、0.08% 前後の V を添加した方が Nb の場合よりも衝撃性質の点でいくらか優れてはいるが、0.05% 前後までの少量添加の範囲では Nb の方が引張り強度の増加にはより大きな効果をおよぼす。Nb の量が 0.03% を超えると引張り強度の増加に飽和する傾向がみられるので、Nb の引張り強度増加の効果を最大に利用するには 0.03~0.05% の添加が適当である。

2) Nb のこのような効果を利用して、従来の 41 キロ級の低炭素鋼板を 50 キロあるいは 55 キロ級の鋼板に変

え、50 キロ級の低炭素低マンガン鋼板を 60 キロ級の鋼板に変え、フェライト・パーライト組織のままではじめて非調質型の 60 キロ鋼板をもつことができたということができよう。さらに低炭素の低合金鋼に Nb と V を添加することによって衝撃性質の一層優れた鋼板をつくることもできる。

3) 引張り強度の中でもとくに降伏点の増加が大きいので、従来の Nb を添加しない鋼板よりも降伏比が高いのが 1 つの特徴であるが、衝撃性質に特異な現象がみられる。すなわち引張り強度が高いだけに衝撃吸収エネルギーは全般に低く問題となる場合があるが、衝撃破面遷移温度は Nb を添加しない低引張り強度の鋼板に比較しても劣っていない。板厚が薄い鋼板の圧延方向に直角な方向のシャルピー衝撃試験では、 vT_{10} あるいは $5UT_{1.0}$ といった低エネルギー遷移温度がかえって vTs や pTs といった破面遷移温度よりも高温となるような場合さえみられる。

4) 衝撃破面遷移温度はかなり優れているので、靱性の判定基準に吸収エネルギーを採用することを止めて新しくその破面遷移温度を使用することを提案している溶接協会の低温用鋼板材質判定規準案に照らせば問題はない。プレスノッチクラックスター試験および 2 重引張り試験によってこの鋼板の実用性を検討した結果もこれを裏付けるものであった。

5) 熱間圧延後直ちに巻きとられるコイル状鋼板では一般にパーライト組織の球状化の傾向など焼なましの効果が現われて軟化するが、Nb 添加鋼板ではその析出硬化作用のためにわずかしき低下しないという特徴もみられる。板厚など寸法の点で巻きとることのできない平板状鋼板の靱性を多少でも向上させるためには、焼なまし処理を加えてコイル状鋼板にみられるような球状化をほどこす方法が考えられる。

6. 結 言

Nb 添加非調質高張力鋼板がこれまで衝撃性質がそれほど問題とならない溶接構造の部材としておもに使用され、またその経済性のみが強調されてきたのは、衝撃吸収エネルギーが劣るという欠点のためであったが、この点はそれほど重要な問題とは考えられない。工場における圧延条件の管理が徹底して圧延のままの鋼板にありがちな性質のばらつきがさらに少なくなり、いっぽう衝撃性質に関する認識が改たまるとともに今後さらにその利用価値が高まるものと思われる。

鋼板の衝撃吸収エネルギーを高め、とくに圧延方向に直角な方向の吸収エネルギーを向上させて方向性を少なくするために、非金属介在物の形態を変えて圧延方向に

よく伸びたりボン型から卵型に変化させたり¹⁵⁾、またその非金属介在物の量そのものを少なくする研究¹⁶⁾が進められている。しかしたとえば硫化物系の介在物が増加すればその衝撃試験片の脆性破面が少なくなるという現象さえみられて、硫化物系介在物を減らしても現在もっとも重要とされている衝撃破面遷移温度を向上させる効果は期待できない¹⁷⁾。最近の脆性破壊の発生に関する研究¹⁸⁾などが完成して、衝撃エネルギーも加味した鋼材の靱性判定の規準が確立されるのを期待したい。

なお Nb 添加非調質高張力鋼板の実用性をさらに明確にするために、この鋼板から溶接して造った大径の鋼管について低温における破壊実験を行なったが、第 2 報にその結果を報告する。

参 考 文 献

- 1) F.M. Becket and R. Franks: "Low alloy steel", U.S. Patent 2, 194, 178 1940
- 2) 同上: "Steel", U.S. Patent 2, 264, 355 1941
- 3) "Toughen mild carbon steels with columbium", Iron Age, 182 (1958), No. 18, 96
- 4) F.W. Starratt: "Columbium-treated steels", J of metals, 10 (1958), 799
- 5) W.B. Morrison: "The influence of small niobium additions on the properties of carbon-manganese steels", J. Iron and Steel Inst., 201 (1963), 317~325
- 6) 木原ほか: "マンガンシリコン系高張力鋼の溶接性", 溶接学会誌, 25 (1956), 242~248
- 7) 木原ほか: "60キロ高張力鋼の溶接性の研究(1)~(4)", 溶接学会誌, 26 (1957), 520~525, 547~553, 612~621, 670~674
- 8) 木原ほか: "原子炉用高張力鋼の溶接に関する研究, その 1~その 6", 溶接技術, 10 (1962), No. 5, 20~38, No. 6, 30~59, No. 7, 37~49, No. 8, 38~54, No. 9, 30~54, No. 10, 44~48
- 9) 長谷部, 岩永: "炭素鋼板の機械的性質と溶接性に及ぼす V, Nb の影響", 溶接学会誌, 33 (1964), 824
- 10) 溶接協会: "WES 規格, 低温構造用鋼板判定規準(案)", 溶接技術, 9 (1961), No. 2, 59~65
- 11) 溶接協会鉄鋼研究委員会: "溶接構造物の脆性破壊防止のための鋼材の材質判定基準の確立に関する試験研究実施基準", 溶接技術, 8 (1960), 809
- 12) 同上, 8 (1960), 807, 808
- 13) 溶接協会鉄鋼研究委員会: "溶接構造物のぜい性破壊防止のための鋼材の材質判定基準の確立に関する研究【Ⅲ】", 溶接技術, 10 (1962), No. 12, 48
- 14) 溶接協会: "低温構造用鋼板材質判定基準(案), 39-3 改訂", 1964 年 3 月
- 15) たとえば E.J. Lichy, G.C. Duderstadt, N.L. Samways: "Control of sulfide shape in low carbon Al-killed steel", J. of Metals, 17 (1965), 769~775
- 16) たとえば 神戸製鋼資料, "D.M.S. 高張力鋼板-低硫非調質高張力鋼板", 1966
- 17) J.M. Hodge, R.H. Frazier, F.W. Boulger: "The effects of sulfur on the notch toughness of heat-treated steels", Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met., & Pet. Eng., 215 (1959), 745~753
- 18) たとえば, 池田: "脆性破壊の発生に関する最近の研究", 溶接学会誌, 34 (1965), 1039~1048

1969年 I.I.W. 年次大会準備委員会委員

会 長 岡 田 実 大阪大学長 学術会議会員
副会長 仲 威 雄 東京大学工学部長 財務委員長
" 木 原 博 東京大学教授 実行委員長
" 小 林 卓郎 東北大学教授 溶接学会長
委 員 青木 楠男 早稲田大学名誉教授 学士院会員
" 安藤 弘平 大阪大学教授
" 大塚 誠之 日本大学教授
" 大 西 巖 大阪大学教授
" 木下 昌雄 日立造船㈱取締役技研所長 学術
会議会員
" 佐 藤 尚 三菱重工業㈱ 相談役
" 柴田 晴彦 武蔵工業大学教授
" 真 藤 恒 石川島播磨重工業㈱ 副社長
" 関口春次郎 大同工業大学教授
" 田坂 輝敬 富士製鉄㈱ 副社長

委 員 鶴 田 明 早稲田大学教授
" 手塚 敬三 日本ウェルディングロッド㈱常務
" 永井 信雄 ㈱神戸製鋼所 常務
" 中 村 素 石川島播磨重工業㈱ 技研所長
学術会議会員
" 橋本 宇一 金属材料技術研究所長
" 藤木 俊三 八幡製鉄㈱ 技研所長 学術会議
会員
" 松原与三松 日立造船㈱ 会長
" 三 上 博 職業訓練大学校教授
" 湯川 正夫 八幡製鉄㈱ 副社長
" 横田 清義 早稲田大学教授
" 吉 識 雅夫 東京大学教授 学術会議会員
" 渡辺 正紀 大阪大学教授