

川崎製鉄技報

KAWASAKI STEEL GIHO

Vol.10 (1978) No.1

X65～X80 級ラインパイプの母材と溶接部の諸特性に及ぼす Nb, V の影響

Effects of Nb and V Contents on Mechanical Properties of Controlled-Rolled Plates and Their Welded Portions for X65～X80 Line Pipe

志賀 千晃(Chiaki Shiga) 波戸村 太根生(Taneo Hatomura) 田畑 綽久(Nobuhisa Tabata) 志賀 厚(Atsushi Siga) 鎌田 晃郎(Akio Kamada) 大橋 延夫(Nobuo Ohashi)

要旨：

X65～X80 級高級ラインパイプ用制御圧延材の機械的諸性質に及ぼす Nb, V 量の影響を調べるため、これらの成分を変えた実験用鋼塊を溶製し、制御圧延を施した。これらの鋼板を用いて、母材特性、平板継手の溶接部の靱性および溶接熱サイクル再現装置による熱影響部の靱性について、応力除去焼鈍後の変化も含めて系統的に実験を行った。含 Nb 鋼での Nb や V の増量は破面遷移温度を損わずに強度をあげる。また Ar3 変態点低下成分である Mn や Cu は Nb, V の炭・窒化物の析出硬化作用を助長し、母材の強度をいっそう増す。Nb の増量は母材の粒径を細かくし、溶接熱影響部の細粒域を拡大するが、0.06%以上の Nb は溶接熱影響部の粗粒域および溶接金属の靱性を著しく劣化させる。この脆化度は同量の V に比べて大きく、また応力除去焼鈍後さらに顕著となる。

Synopsis：

Effects of Nb and V contents on the tensile and Charpy impact properties of high quality line pipe have been investigated laboratory-melted and controlled-rolled plates, their simulated HAZ(weld Heat-Affected Zone), and their submerged-arc welded joints. Effect of stress-relieving on those properties has also been studied except for the case of simulated HAZ. An increase in Nb and/or V in Nb-bearing steel raises strength without deteriorating impact transition temperature. Addition of Cu or Mn which lowers Ar3 temperature of steel accelerates precipitation hardening of niobium or vanadium nitrides and carbides, thereby improving strength of Nb-bearing steel. Higher Nb makes grain size of controlled-rolled plate finer and expands fine-grained region of HAZ, but more than 0.06%Nb deteriorates toughness of coarse-grained region of HAZ and weld metal. The deterioration in this case is larger than that in the case of the same V content, and turns more noticeable after stress-relieving.

本文は次のページから閲覧できます。

X65～X80 級ラインパイプの母材と溶接部の 諸特性に及ぼす Nb, V の影響

Effects of Nb and V Contents on Mechanical Properties of Controlled-Rolled
Plates and Their Welded Portions for X65～X80 Line Pipe

志 賀 千 晃*

Chiaki Shiga

波戸村太根生**

Taneo Hatomura

田 畑 綽 久**

Nobuhisa Tabata

志 賀 厚***

Atsushi Shiga

鎌 田 晃 郎*

Akio Kamada

大 橋 延 夫****

Nobuo Ohashi

Synopsis:

Effects of Nb and V contents on the tensile and Charpy impact properties of high quality line pipe have been investigated using laboratory-melted and controlled-rolled plates, their simulated HAZ(weld Heat-Affected Zone), and their submerged-arc welded joints. Effect of stress-relieving on those properties has also been studied except for the case of simulated HAZ.

An increase in Nb and/or V in Nb-bearing steel raises strength without deteriorating impact transition temperature. Addition of Cu or Mn which lowers A_{r3} temperature of steel accelerates precipitation hardening of niobium or vanadium nitrides and carbides, thereby improving strength of Nb-bearing steel. Higher Nb makes grain size of controlled-rolled plate finer and expands fine-grained region of HAZ, but more than 0.06%Nb deteriorates toughness of coarse-grained region of HAZ and weld metal. The deterioration in this case is larger than that in the case of the same V content, and turns more noticeable after stress-relieving.

1. 緒 言

高靱性高張力パイプ用素材を制御圧延法で製造するとき、NbあるいはVの果たす役割はきわめて重要であり、従来多くの研究¹⁾がなされてきた。しかし、NbとVを複合添加することによる相乗

効果については必ずしも十分な解明がなされているとはいえず、これらの成分を増やすと強度が上がり靱性が悪くなるということが定性的に理解されているに過ぎない。したがって、従来生産されているX65～X75級の各種仕様のパイプについても、はたしてNbとV量を正しく配合して使い分けているのか、また今後X80級へと高張力化していく

* 技術研究所厚板研究室主任研究員・工博

*** 技術研究所溶接研究室主任研究員

[昭和52年12月12日原稿受付]

** 技術研究所厚板研究室

**** 技術研究所厚板研究室主任研究員室長・工博

とき、どのような配合にするべきかなどの問題についても十分な検討がなされているとはいえない。これらの元素の添加量にはおのずから制限があるが、その範囲内であってもたとえば Mn, Cu 等 Ar_3 変態点を低下させる成分は、Nb, V の効果にどのような影響を与えるのか、また溶接部の靱性にどのような作用を及ぼすのかなど興味ある問題が残されている。

ここでは、Nb, V を中心としてこれらの成分が制御圧延材の強度と靱性に及ぼす効果を応力除去焼鈍(SR)後の変化も含めて定量的に把握するために、実験用ミルで圧延された材料を用い、母材、溶接金属、溶接熱影響部について系統的な研究を行った。一般にパイプでは溶接ボンド部の靱性がもっとも悪く、またその性質が解析しにくいところである。それはパイプのシーム溶接が一般には X 開先で行われるので、いわゆるボンド部の試験を行うときのノッチ線上には溶接金属と熱影響部がほぼ等量含まれていること、そしてまた内、外面 2 回のシーム溶接を受けるので性質が複雑に変化することなどの理由による。そこで本研究は、熱サイクル再現装置を用いて実際のパイプ溶接で想定される種々の熱サイクルを試片に与え、それらが材料の靱性に与える影響について主として検討を行った。

2. 実験方法

試験材はすべて 0.07% C 鋼で、1.7%Mn-0.2%Ni-0.3%Cu を基本成分として Nb, V 量を変えた鋼 (N シリーズ)、1.7%Mn-0.2%Ni-0.04%Nb-0.02%V を基本成分として Cu 量を変えた鋼 (C シリーズ) および 0.3%Ni-0.3%Cu-0.04%Nb-0.08%V を基本成分として Mn 量を変えた鋼 (M シリーズ) を実験用 50kg 高周波真空溶解炉で溶製した。それらの化学成分を Table 1 に示す。圧延工程における鋼種間の実験誤差をできるだけ少なくするために、鋼塊を 110mm 厚に鍛造後 3 分割し、それぞれ比較用ダミー材あるいは他の鋼と溶接してスラブを造った。このようなスラブを 1150°C で 60min 加熱したあと、Fig. 1 に示すスケジュールで制御圧延した。各板間の圧延条件のパラツキを抑えるため圧延パス数をできるだけ少なくするよう検討

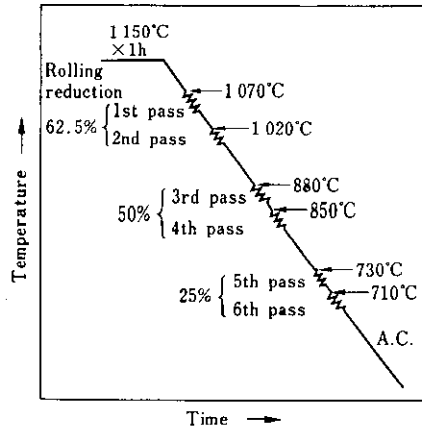


Fig. 1 Schematic diagram for controlled-rolling condition

し、結局 6 パスを選んだ。各々の鋼について厚さ 12mm の板を 2 枚、16mm の板を 1 枚圧延した。12mm 厚の板のうち 1 枚は母材特性調査用とし、他は実際に Table 2 に示す条件で平板溶接を行い、その溶接部の靱性を調べた。16mm 厚の板は溶接再現熱サイクル装置で 900°C, 1050°C, 1200°C にそれぞれ 3s 保持後、800°C から 500°C までを 70s で冷却する熱サイクルを与え、熱影響部の靱性を推定する試料とした。最高加熱温度を 600°C から 1350°C まで広範囲に変えた単一熱サイクル実験、および内面と外面のシーム溶接をシミュレートしたダブル熱サイクル実験に供した試料は、S を 0.002% 含有し他の成分が Table 1 の C2 とほぼ同じである 18.3mm 厚の工場試作材である。

3. 実験結果

3.1 母材の性質

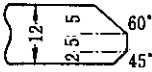
Fig. 2 は Nb 含有量が 0.02%, 0.05%, 0.06%, 0.16% と異なる系列ごとに V 添加量を変えた場合の、Nb と V の総和量 (Nb+V) と下降伏応力 (LYS) ならびに引張強さ (TS) の関係を示したものである。as-rolled, SR 後のいずれの状態でも Nb, V の量比にかかわらず (Nb+V) 量の 0.01% の増加が TS の約 1kg/mm² の増加をもたらすが、LYS の増加量は (Nb+V) 量が同じであっても Nb 含有量が高い方が大きくなっている。SR

Table 1 Chemical compositions of specimens

(wt%)

Series No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Nb	V	Al	N
N1	0.054	0.25	1.69	0.012	0.008	0.20	0.30	—	0.020	0.026	0.0026
N2	0.046	0.26	1.69	0.011	0.008	0.21	0.29	—	0.140	0.025	0.0033
N3	0.069	0.23	1.70	0.012	0.007	0.21	0.30	0.024	—	0.030	0.0028
N4	0.073	0.25	1.60	0.011	0.006	0.19	0.28	0.022	0.018	0.028	0.0032
N5	0.070	0.23	1.72	0.012	0.007	0.21	0.30	0.025	0.039	0.029	0.0027
N6	0.074	0.25	1.73	0.012	0.007	0.20	0.30	0.024	0.056	0.027	0.0028
N7	0.053	0.27	1.70	0.012	0.008	0.21	0.30	0.023	0.120	0.026	0.0029
N8	0.055	0.25	1.71	0.011	0.008	0.21	0.30	0.047	—	0.029	0.0026
N9	0.076	0.25	1.73	0.012	0.007	0.21	0.30	0.047	0.019	0.031	0.0030
N10	0.069	0.24	1.70	0.012	0.007	0.21	0.30	0.048	0.038	0.028	0.0036
N11	0.049	0.26	1.71	0.012	0.007	0.22	0.30	0.061	0.088	0.025	0.0029
N12	0.060	0.25	1.79	0.011	0.006	0.19	0.31	0.063	—	0.032	0.0030
N13	0.074	0.25	1.73	0.011	0.006	0.19	0.29	0.061	0.019	0.031	0.0029
N14	0.044	0.27	1.70	0.011	0.009	0.21	0.29	0.160	—	0.026	0.0034
C1	0.067	0.24	1.70	0.011	0.007	—	—	0.046	0.020	0.030	0.0033
C2	0.083	0.25	1.74	0.010	0.005	0.30	—	0.044	0.019	0.032	0.0030
C3	0.077	0.23	1.72	0.012	0.007	0.11	0.40	0.047	0.020	0.031	0.0032
C4	0.071	0.23	1.73	0.012	0.007	0.21	0.49	0.046	0.018	0.030	0.0030
M1	0.058	0.26	0.82	0.015	0.001	0.30	0.30	0.043	0.074	0.040	0.0028
M2	0.059	0.25	1.21	0.015	0.001	0.31	0.30	0.043	0.074	0.040	0.0028
M3	0.059	0.25	1.69	0.015	0.001	0.31	0.30	0.043	0.074	0.040	0.0026
M4	0.058	0.25	2.01	0.015	0.001	0.32	0.30	0.044	0.074	0.039	0.0028

Table 2 Welding conditions of plates

Joint design	Flux	Wire		Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
	KF-7	L	KW111T	800	30	120	23.4
		T	KW101B	600	38		

すると YS が上昇し TS が下がるが、この SR による変化は (Nb+V) 量の増加とともに顕著になる。図示しなかったが、V を 0.02% あるいは 0.14% 含有して Nb を含有していない鋼 (N1 と N2) を

同条件で圧延したときの T 方向の引張特性は、as-rolled で YS が約 43.2kg/mm² と 45.4kg/mm²、TS が 52kg/mm² と 59.7kg/mm² であり、Nb を含有している鋼に比べ著しく低い。Fig. 3 は、

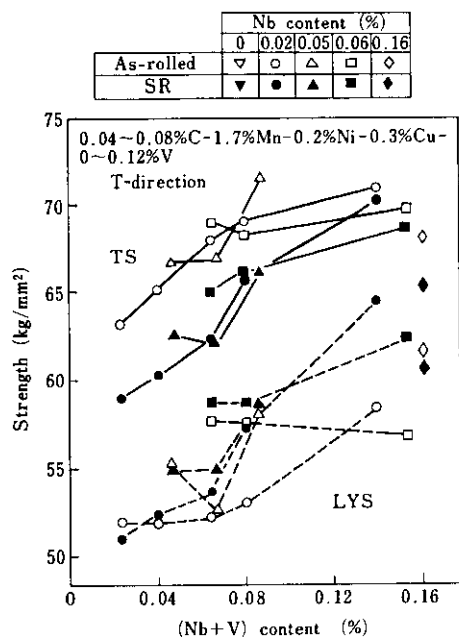


Fig. 2 Effects of Nb and V on the tensile properties of controlled-rolled plates with or without subsequent stress relieving at 600°C for 1h

Fig. 2 の試料のシャルピー V ノッチ衝撃試験の結果で、(Nb+V)量と 50% shear area FATT(以後 50% FATT と略す)ならびに -25°C での吸収エネルギーの関係を示す。50% FATT は含有 Nb 量により類別され、Nb 量が高い順に良好な値を示す。たとえば Nb 量が 0.02% と 0.06% とでは約 -30°C の差がある。(Nb+V)量を約 0.15% まで増量しても 50% FATT は劣化しないが、吸収エネ

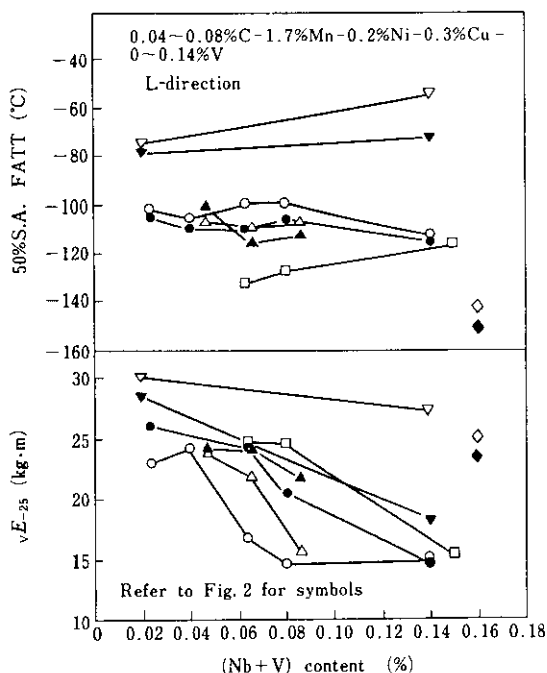


Fig. 3 Effects of Nb and V on the Charpy V-notch toughness of plates treated in the same manner as in Fig. 2

ルギーは漸次減少する。

Photo. 1 は Nb 含有量の異なる試料の L 断面光学顕微鏡組織を示す。Nb 量の多い鋼ほど明らかにフェライト粒が細かく整粒であり、これが 50% FATT の向上の原因と考えられる。

Fig. 4 は 0.06%C-0.3%Ni-0.3%Cu-0.04%Nb-0.07%V を基本成分として、Mn 量を 0.8% から 2.0% まで変えたときの母材の引張特性とシャルピー衝

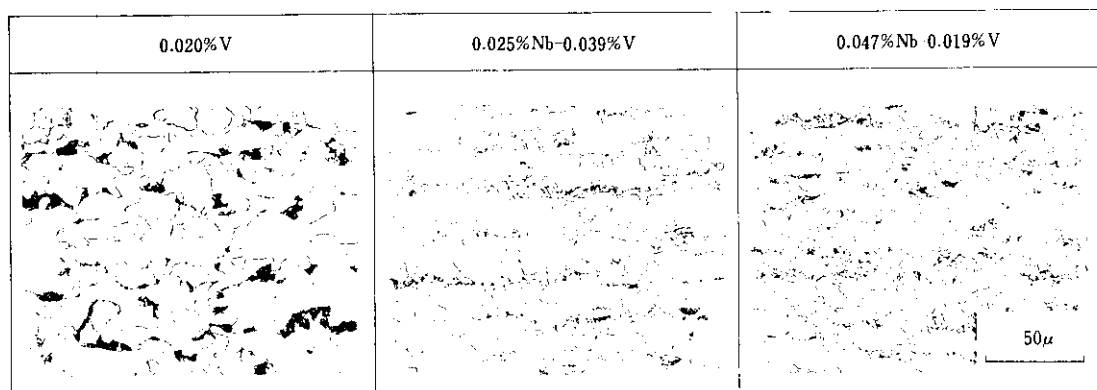


Photo. 1 Microstructures of longitudinal section of controlled-rolled plates having different Nb contents

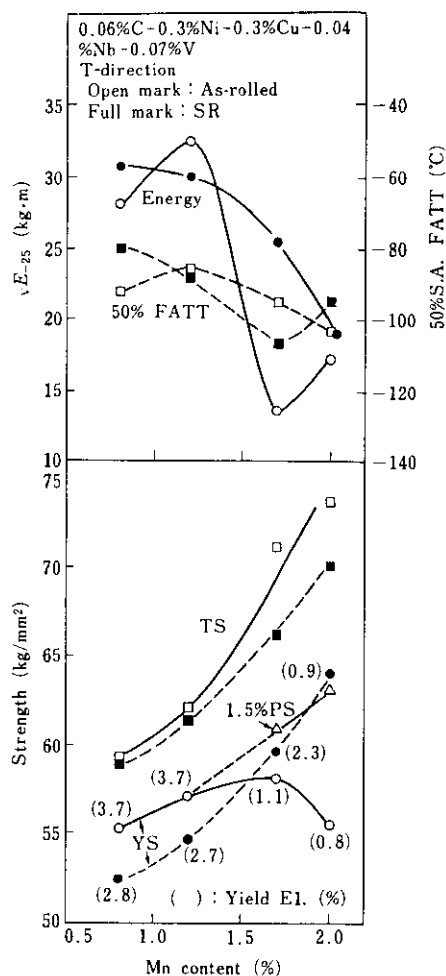


Fig. 4 Effects of Mn on the tensile properties and the Charpy V-notch toughness of plates treated in the same manner as in Fig. 2

撃特性の変化を示す。YSのプロットの下にカッコで示した数値は降伏伸びを表す。as-rolledでの引張特性は、Mn量が1.7%以上になると降伏現象が漸次小さくなり、降伏伸びおよび降伏点が下降するが、1.5%耐力は含有Mn量とともに増大する。Mnの0.1%の増加に対する1.5%耐力およびTSの上昇度は約0.7kg/mm²および約1.2kg/mm²である。Mn添加量のシャルピー衝撃特性に及ぼす影響は大きく、as-rolledの場合Mn量が1.2%から2.0%になると50%FATTが約20°C低温側へ移行する。一方、-25°Cでの吸収エネルギーはMn量1.7%近傍で谷があり、それ以上Mn量を増しても減少しないで約15~17kg·mの値

になる。Mn量の増大とともにフェライト粒は細くなり、またパーライト量も減少し始め、1.7%Mn鋼ではパーライトの他に微細なMartensite-Austenite constituents(M-A混合物と記す)が共存し、2.0%Mn鋼ではパーライトは消え、島状のM-A混合物と微細なパーライト組織が混じる。Mn量によるパーライトとM-A混合物の変化をPhoto. 2のレプリカ写真で示す。Table 3はこれ

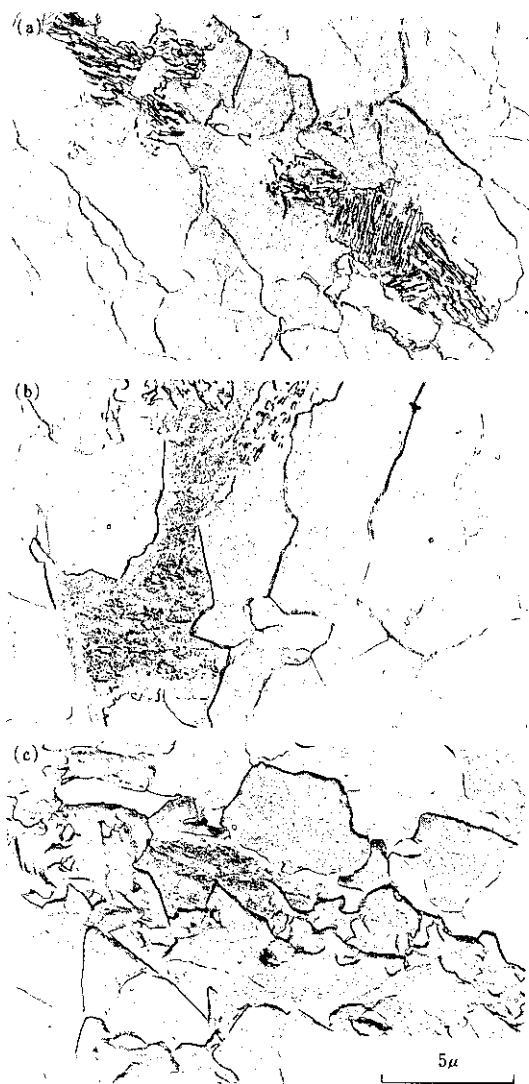


Photo. 2 Photomicrograph showing the variation of pearlite and martensite-austenite constituents with Mn content: (a) 1.2%Mn, (b) 1.7%Mn, (c) 2.0%Mn

Table 3 Variation of ferrite grain size and (pearlite+martensite-austenite constituents) fraction with Mn content in 0.06%C-0.25%Si-0.04%Nb-0.07%V steels

Series No.	Mn content (%)	Ferrite grain diameter (μ)	Areal fraction of (P+M-A) (%)
M1	0.8	6.3	3.1
M2	1.2	5.8	5.4
M3	1.7	5.7	9.8
M4	2.0	5.2	8.7

らの試料の Mn 量と粒径およびパーライトと M-A 混合物の和の面積率の関係を示す。Mn 量の増大とともに 50% FATT が良好となるのは粒の微細化に起因し、吸収エネルギーが 1.7%Mn で最低になるのは、パーライトと M-A 混合物の和の占める面積率が最大であることによる。SR 後の Mn 量に対する引張特性の挙動は as-rolled の場合と異なり、1.7% 以上で Mn 量とともに YS が増大し、TS が as-rolled に比し大きく下降する。これは M-A 混合物および微細パーライトが焼もどされるためであると考えられる。as-rolled で出現するこれらの M-A 混合物およびパーライト組織は微細で、かつ分散しているため靱性に悪影響を与えず、また引張応力に対しては低歪側の加工硬化性を強めかつ TS を増す作用があり、パイプ用素材としてはむしろ適しているといえよう。

Fig. 5 および **Fig. 6** に 0.05%Nb と 0.02%V を含有する鋼に Cu を 0.5% まで変化させて添加した試料の引張りおよびシャルピー衝撃特性の変化を示す。Cu 量の 0.1% の増加に対する as-rolled および SR 後の TS の平均上昇度を求めると、それぞれ約 1.5kg/mm² および約 1.1kg/mm² になる。as-rolled の LYS は Cu 含有量が 0.5% までならほとんど変わらないが、SR 後では 0.1% の増加に対し約 1.3kg/mm² の平均上昇度を示す。一方、シャルピー衝撃試験結果によると、50% FATT はこの範囲の Cu 量の変化に対して as-rolled, SR 後ともにほぼ一定の値を示すが、as-rolled 材の吸収エネルギーは Cu 含有量が 0.3% を越えると急激に減少する。これらの試料の光学顕微鏡組織は、Cu 量

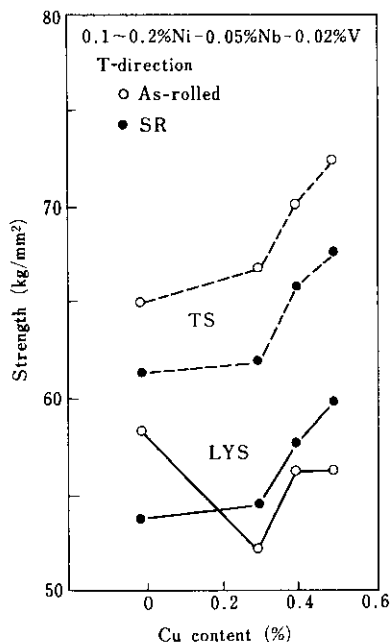


Fig. 5 Effect of Cu on the tensile properties of plates treated in the same manner as in Fig. 2

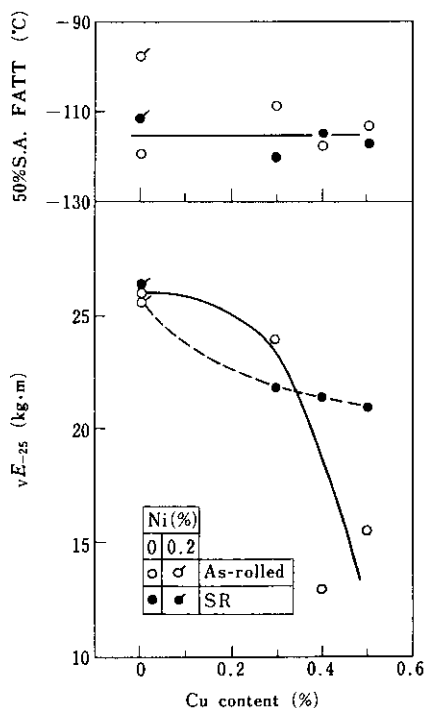


Fig. 6 Effect of Cu on the Charpy V-notch toughness of plates treated in the same manner as in Fig. 2

の増大とともにフェライト粒が細くなり、0.4% Cu 以上になると微細ペーナイトおよび M-A 混合物が増えている。これらのことから含 Nb 鋼に対する Mn, Cu 含有量の影響はよく類似しているといえる。

含 Nb, V 鋼に Mn, Cu を 0.5% 添加すると SR 後の LYS が約 5~6kg/mm² 増加するが、この増加量は固溶体硬化と細粒化硬化だけでは説明できない。すなわち Irvine²⁾ は Nb を含有しない低 C フェライト・パーライト鋼中の Mn, Cu の固溶体硬化量を求めているが、それによると 0.5% の Cu あるいは Mn 添加による YS の増加量はほぼ等しく約 1.5~1.8kg/mm² である。また本実験により得られた粒度変化による YS の増加を Conrad の式³⁾により計算するとせいぜい約 1kg/mm² であり、これら二つの硬化量を合わせても実際の増加量と約 2~3kg/mm² の差がある。一方、鈴木⁴⁾ は、V 含有鋼では Ar₃ 点の降下量に比例して V₄C₃ が微細分散し降伏応力を上げると報告している。本研究でみられた強度増加量の中にも、このような Nb, V 炭・窒化物の析出形態あるいは分散の違いに起因するものが含まれていると推定される。そこで本供試材の 1.2%Mn 鋼と 1.7%Mn 鋼について、変態点測定装置 (FORMASTER) を用い、1050°C で 10s 加熱後 800~500°C 間を約 75°C/min で冷却し Ar₃ 点を求めたところ、前者が 765°C、後者が 745°C であった。つまり含有 Mn 量が 0.5% 違うと Ar₃ 点に約 20°C の差があること、また同様の測定で 0.5% の Cu 添加が約 40°C の Ar₃ 点低下をもたらすことがわかった。単純冷却と冷却中に圧延が加わった場合とでは Ar₃ 点が異なる⁵⁾ ため、圧延中の Ar₃ 点の降下量は上記の結果と必ずしも一致しないが、定性的には Mn, Cu 添加量の増大により Ar₃ 変態点が大きく降下するといえる。この変態点降下によってもたらされる Nb, V 炭・窒化物の析出形態や分散形態の効果が、2~3kg/mm² の強度増加となって現れているものと解釈される。

3.2 溶接部の性質

Nb 含有量が 0%, 0.02%, 0.05%, 0.06%, 0.15% の系列の制御圧延材を Table 2 に示した溶接条件で平板溶接し、その溶接熱影響部の靱性を調べた。溶接金属と母材を等量に含まれるボンド部に V

ノッチを入れて試験したシャルピー衝撃特性と (Nb+V) 量の関係を Fig. 7 に示す。(Nb+V) 量が増大するにつれ 50% FATT が若干上がり吸収エネルギーが減少するが、(Nb+V) 総和量が 0.10% まではエネルギーの減少量はそれほど大きくない。この図で注目すべき点は、Nb 含有量が 0.02% のものと 0.05~0.06% のものでは後者の方が靱性が良いことである。これらの溶接部を SR したときのボンド部のシャルピー衝撃特性値を同図に斜線で示す。Nb, V の増量とともに 50% FATT が上昇し吸収エネルギーが減少する傾向は明りようになる。SR することにより、ボンド部の靱性は 0.02% Nb 含有鋼では向上するのに対し、0.05%, 0.06% Nb 含有鋼では劣化するので、(Nb+V) 量が同じならばほぼ同一になる。すなわちボンド部の靱性は溶接のままで Nb の高い方が良好であるが、SR すると Nb 量に関係なく斜線で示した範囲の値になる。また Cu 添加量を 0.5% まで変えたときの Nb および V 含有鋼についてボンド部の靱性を調べたが、この範囲の Cu 量なら有害でないことがわかった。

Fig. 8⁶⁾ は、母材の Nb, V 量を変えた平板溶接部の溶接金属のシャルピー衝撃試験値を Nb, V 量を

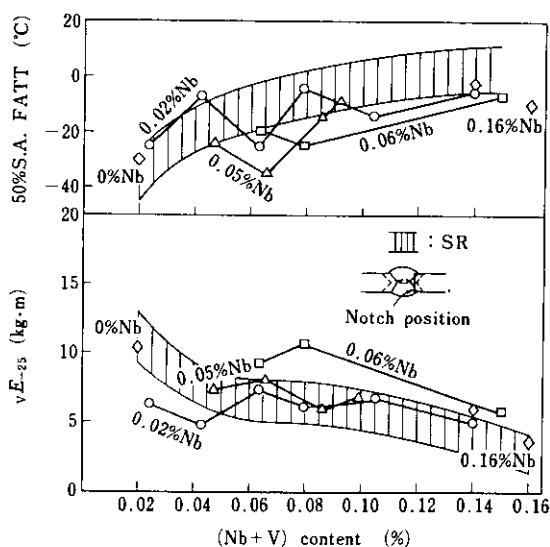


Fig. 7 Effects of Nb and V on the Charpy V-notch toughness of heat-affected zones of planer welds with or without subsequent stress-relieving at 600°C for 1h

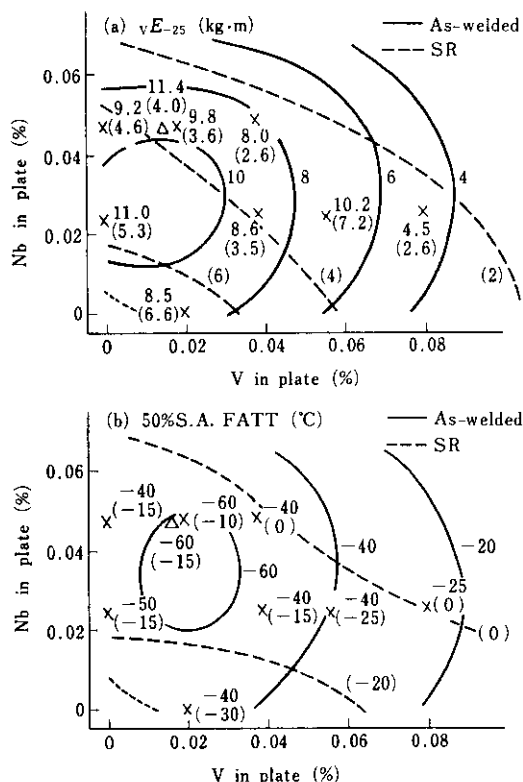


Fig. 8 Effects of Nb and V contents in plate on the Charpy V-notch toughness of weld metal in as-welded and subsequently stress-relieved conditions

両座標軸にとって等高線で示した図である。溶接金属の靱性は、母材に Nb を約 0.02% 程度含有している場合が良好で、Nb あるいは V をそれ以上含有すると劣化し、その有害度は Nb の方が V より若干大きい。そして SR 後の靱性がもっとも良好となるのは座標原点、すなわち Nb、V を含まない場合である。SR 後は Nb、V の増量とともに靱性が劣化するが、その等高線は同心円状にならず Nb の方が有害度大きい。同図の△印は、Cu 量を 0.5% 含有する鋼板の溶接金属の靱性値である。この範囲の Cu 量は溶接金属の靱性に有害でないことがわかる。

4. 考 察

Nb、V 量を変えた試料の母材の強度と靱性の関係をより明確にするため、LYS と 50%FATT の関

係を含有 Nb 量別にプロットして Fig. 9 に示す。パイプ用素材としては、LYS が高く 50%FATT が低い、すなわち図中で左上にプロットされる材料が望まれる。図より、母材の強度と靱性は含有 Nb 量が高い鋼ほど良好である。この主な原因は、前述したようにフェライト粒の微細化に基づくと考えられる。Table 4 は、(Nb+V) 総和量を約 0.15% にして Nb 量を変えた鋼の 1150°C スラブ加熱時のオーステナイト粒径および制御圧延後のフェライト粒径をまとめたものである。0%Nb 鋼と 0.02%Nb 鋼を比較すると、スラブ加熱時のオース

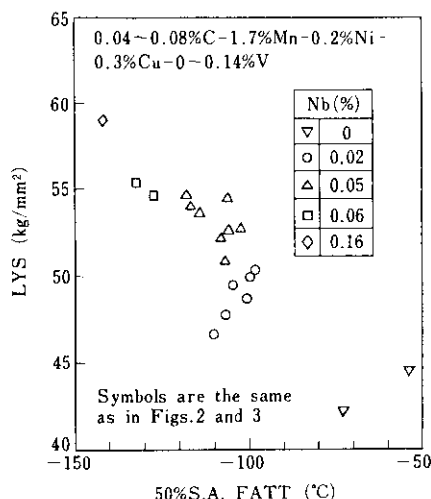


Fig. 9 Relation between lower yield stress and Charpy V-notch 50% shear area FATT of controlled-rolled plates having various Nb contents

Table 4 Effect of Nb and/or V content on the austenite grain size of slab reheated at 1150°C and ferrite grain size of controlled-rolled plates of 0.05%C-0.25%Si-1.7%Mn steels

Series No.	Content (%)		Austenite grain diameter at 1150°C (μ)	Ferrite grain diameter (μ)
	Nb	V		
N14	0.16	—	80	5.1
N11	0.06	0.09	130	5.5
N7	0.02	0.12	190	6.2
N2	—	0.14	190	6.9

テナイト粒径がほぼ同じであるにもかかわらず、後者の板のフェライト粒径が細かくなっており、これは 0.02% Nb を含有することによる未再結晶 γ 域の拡大によるものと考えられる。しかし、Nb 量が 0.02%, 0.06%, 0.15% と増大するにつれてフェライト粒径がさらに細くなるのは、スラブ加熱時のオーステナイト粒径の違いが大きく寄与するものと解釈される。これまでに報告されている V の炭化物^{7,8)}と窒化物⁹⁻¹¹⁾および Nb の炭化物^{8,12-16)}、窒化物^{8,17)} および炭・窒化物^{11,13,15,18)} のそれぞれ的高温における溶解度積を用いて、1150°C スラブ加熱時の固溶 Nb, V 量を、C 0.06%, N 0.004% の場合について計算した結果、V の炭化物、窒化物および Nb の窒化物は全部固溶し、Nb の炭化物および炭・窒化物が残存することがわかった。つまり、Meyer¹⁵⁾、成田⁸⁾、盛¹³⁾、今井¹⁴⁾、小山¹⁶⁾、Kazinczy¹²⁾らの Nb 炭化物の溶解度積の式によると、1150°C の固溶 Nb 量はそれぞれ 0.14%, 0.12%, 0.10%, 0.09%, 0.08%, 0.07% となり、また Meyer¹⁵⁾、Irvine¹¹⁾、荻野¹⁸⁾らの Nb 炭・窒化物の溶解度積の式によると、1150°C の固溶 Nb 量はそれぞれ 0.04%, 0.05%, 0.06% となる。Table 4 で 0.02% Nb 鋼と 0.06% Nb あるいは 0.16% Nb 鋼の加熱時のオーステナイト粒径に顕著な差が生じたのは、この残存 Nb 炭化物および炭・窒化物の量の差に起因すると考えられる。

パイプでのいわゆるボンド部靱性は、溶接金属と熱影響部の界面でなく、両者を等量を含む場所

にノッチをつけて調べられるため、溶接金属の影響を大きく受ける。したがって単純な C 当量だけではなく、母材に含有される Nb, V が溶接金属に拡散することによる靱性の劣化の影響を受ける。そこで、母材の TS を約 60~75kg/mm² とするために、Mn 量を変えた場合と、Nb, V 量を変えた場合の溶接ボンド部の靱性 vE_{-25} を Fig. 10 に示す。この図から、Mn を減らすとボンド部の靱性が著しく改良されること、そして (Nb+V) が 0.10% までなら一定の値を示す領域があること、また Nb 量を 0.02% から 0.06% へと増やすと靱性は約 2~3kg·m ではあるが良好となり、さらに 0.16% Nb に増やすと劣化する現象があることなどがわかる。Mn の減少によるボンド部靱性の向上は、その組織写真と対照すると粗大 γ 粒領域からの針状フェライトの生成によることがわかる。溶接金属の靱性は、Fig. 8 からわかるように Nb, V の増加により劣化するので、ボンド部靱性の上記の変化は、溶接金属と母材熱影響部の靱性の複雑な変化が合成されたものと考えられる。

そこで、溶接熱影響部の靱性についてより詳しく把握するため、S を 0.002% 含有し他の成分は Table 1 の C2 とほぼ同じである工場圧延材に熱サイクル再現装置を用いて種々の熱サイクルを与え靱性を調べた。最高加熱温度を 600°C から 1350°C まで変えた試料のシャルピー衝撃特性 vE_{-25} の変化を Fig. 11 に示す。溶接熱影響部は、

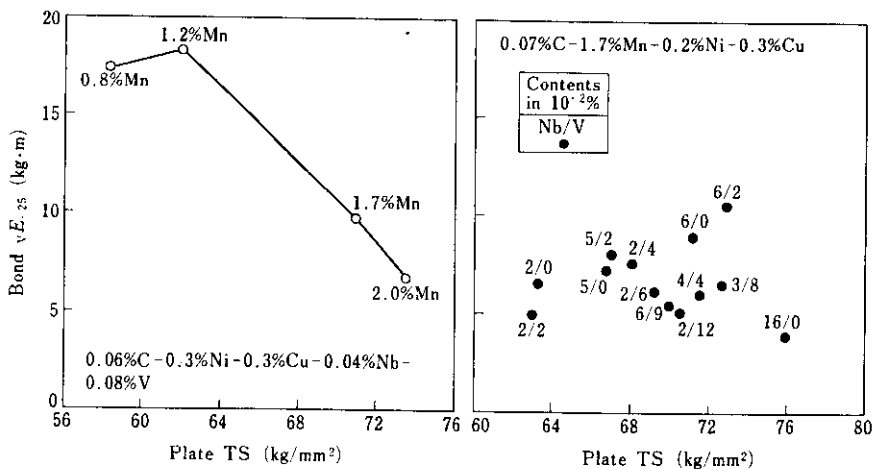


Fig. 10 Relation between Charpy V-notch absorbed energy of heat-affected zone (bond) and tensile strength in plates for different Mn contents, and Nb and V contents

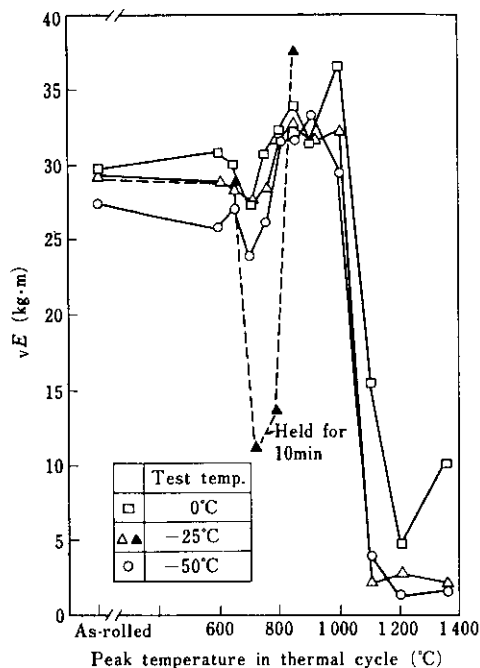


Fig. 11 Changes in the Charpy V-notch absorbed energy of the synthetically heat-affected specimens as a function of the peak temperature in thermal cycle (Solid points represent specimens heated at the peak temperature for 10min)

加熱された温度によって、

- (1) 約 1100°C 以上の脆化領域
 - (2) 約 850~1000°C の靱性の良好な領域
 - (3) 約 700~800°C の脆化領域
 - (4) 約 700°C 以下の母材の靱性と変わらない領域
- の四つに大別される。これらの領域の光学顕微鏡組織を Photo. 3 に示す。領域(1)はオーステナイトの粗大化に起因するペーナイトの出現で脆化が起こっているが、靱性の良好な領域(2)ではフェライト粒が微細化している。領域(3)では、粒径は母材とほぼ同じであるが、パーライトの大部分が消失している。750°C 近傍の靱性劣化の原因をさらに調べるために、750°C での保持時間、冷却速度、成分等の検討を行った結果¹⁹⁾、保持時間が長く、冷却速度が速いほど、また Mn、Mo 含有量が多いほど靱性の劣化は顕著となった。これらの結果から、靱性劣化は($\gamma+\alpha$)2 相域に加熱冷却されることにより粒界に生成される M-A 混合物によるものであることがわかった。Fig. 11 に保持時間を

10min としたときの 750°C 近傍の靱性劣化の挙動を、そして Photo. 4 に粒界に生成する M-A 混合物の電顕レプリカ組織を示す。

つぎに両側単層溶接の熱サイクルをシミュレートするため、2 重熱サイクルを与えたものと単一熱サイクルを与えたものの靱性の比較を Fig. 12 に示す。図中 1350°C+600°C の表示は、1350°C の熱サイクルを与えた試料にさらに 600°C の熱サイクルを与えたことを表す。1350°C+600°C 加熱試料の靱性値からわかるように、1 回目の熱サイクルで粗粒化したところはその後 2 回目の熱サイクルで焼戻しても靱性が向上しない。それは、1 回目の熱サイクルで固溶した Nb が 2 回目の熱サイクルでふたたび炭・窒化物となって析出してくることによる脆化に起因すると考えられる。また 1050°C+760°C 加熱試料の靱性からわかるように、粗粒化した熱影響部をさらに($\gamma+\alpha$)2 相域温度に

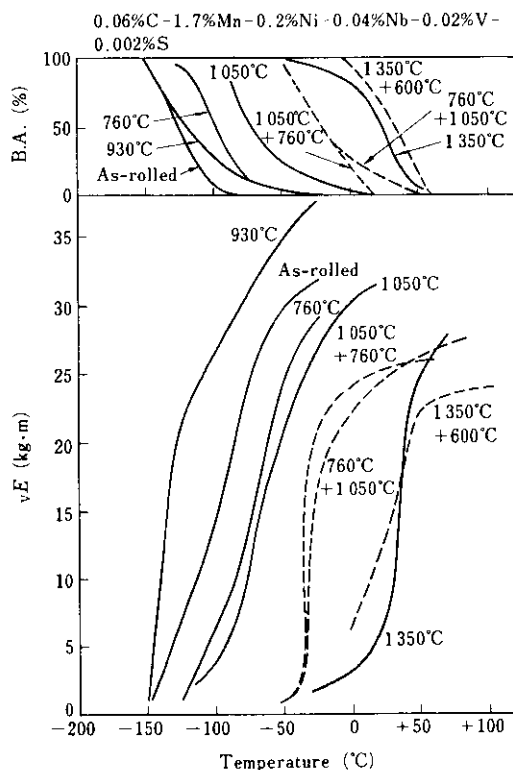


Fig. 12 Charpy V-notch impact transition curves for single and double thermal cycled specimens (The peak temperature in each thermal cycle is indicated in the figure)

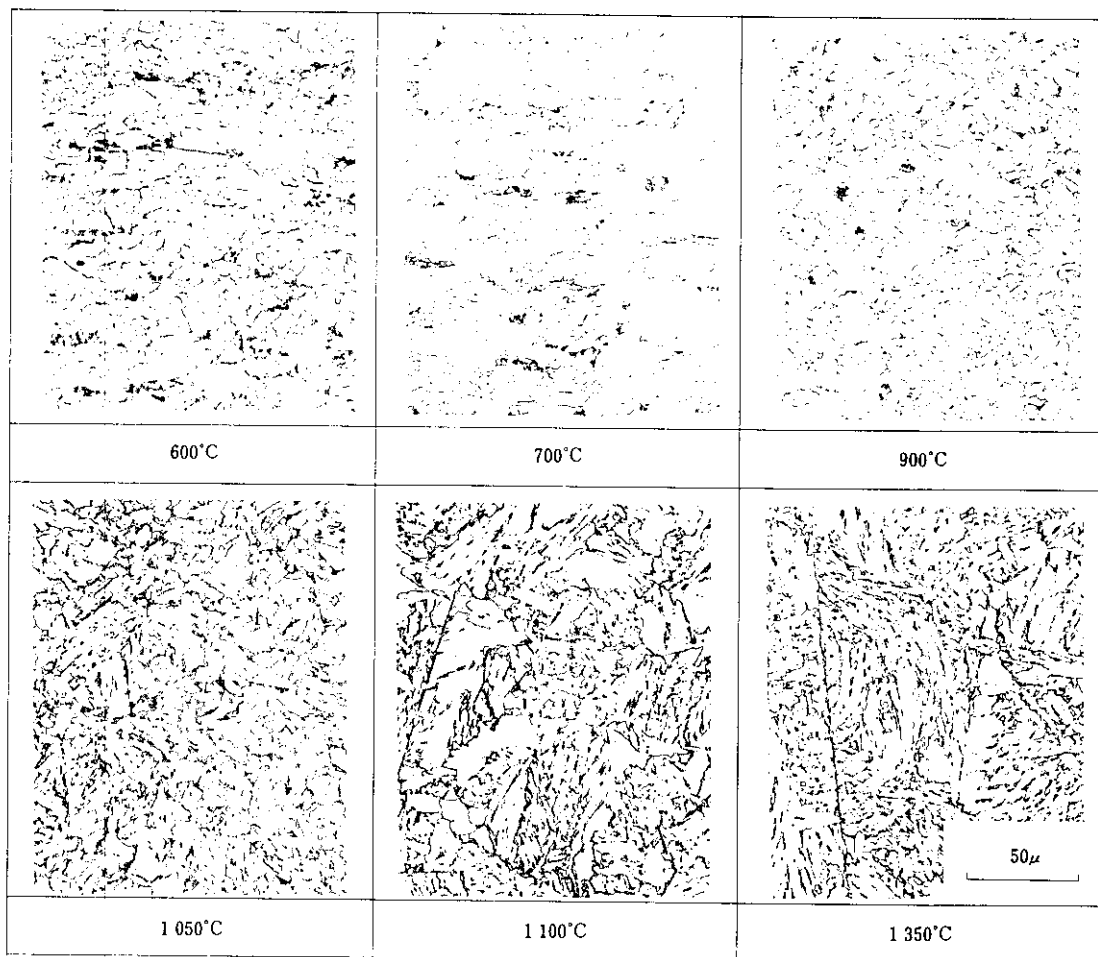


Photo. 3 Microstructures of synthetically heat-affected specimens taken from a controlled-rolled commercial steel plate containing 0.04%Nb and 0.03%V (The peak temperature in each thermal cycle is indicated)

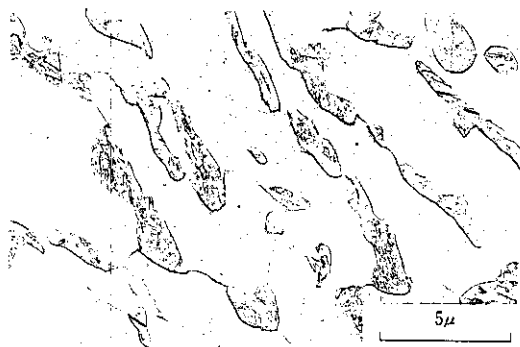


Photo. 4 Photomicrograph showing martensite-austenite constituents along grain boundaries after heating at 730°C for 10min

再加熱すると、単一熱サイクルの場合よりも顕著に脆化することが注目される。1350°C+760°C の場合も同様で、これらの試料には粗大化したオーステナイト粒界に沿う M-A 混合物が観察される。このように、1 回目の熱サイクルで粗粒化した部分は、Ar₃ 点以下の 2 回目の熱サイクルを受けても Nb 炭・窒化物の再析出と粒界に沿う M-A 混合物の形成のため靱性が向上しないといえる。

Fig. 13 は図中に記した成分系で、Nb, V を単独に変え 1050°C の単一熱サイクルを与えたときの結果を示す。また Nb, V 量の和が約 0.15% になるように Nb, V 量を同時に変えた場合の結果を **Fig. 14** に示す。900°C の熱サイクルは細粒化の度合を、1050°C のそれはオーステナイト粒の粗

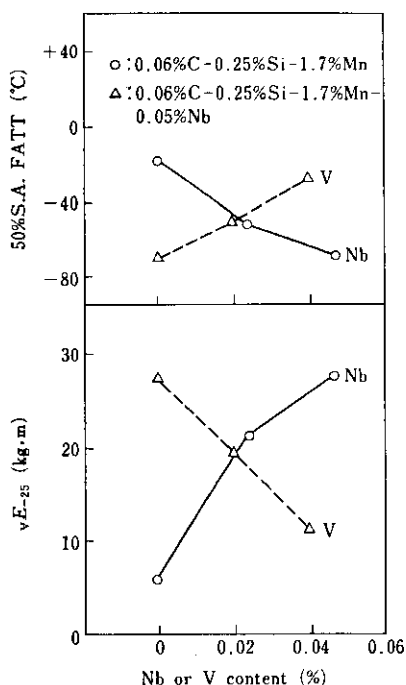


Fig. 13 Effects of Nb and V on the Charpy V-notch toughness in the synthetically heat-treated zones of peak temperature of 1050°C for 3s

大化の目安を、そして1200°C以上のそれは粗粒域の靱性を調べるためにそれぞれ選んだ。この結果によると、細粒化効果もそして粗粒化温度の上昇にもNb量が多いほど望ましい効果が現れている。一方、1200°C以上にさらされた場所はNbが固溶し粗粒化する。この固溶Nb量が多いほどベーナイトの発生を容易にし、針状フェライトを生成しにくくする。またNbが固溶した試料にAc₁点以下の2回目の熱サイクルを与えると、固溶Nb量が多いほどNb炭・窒化物の析出量が増えるため靱性が劣化する。これらの点でNb量を多くすることは1200°C以上の熱影響部にとっては有害であるといえる。

このように母材のNb、V量を増加することは、平板継手のボンド部を構成する各部分の靱性にとって正負両様の効果がある。Fig. 7, 10からわかるように、ボンド部の vE_{-25} はNb、Vの和が0.10%までならばほぼ一定の値を示すが、その中でも0.06%Nbでピーク値を示すのは、この鋼の場合に熱影響部の細粒化領域の効果がもっとも大きく

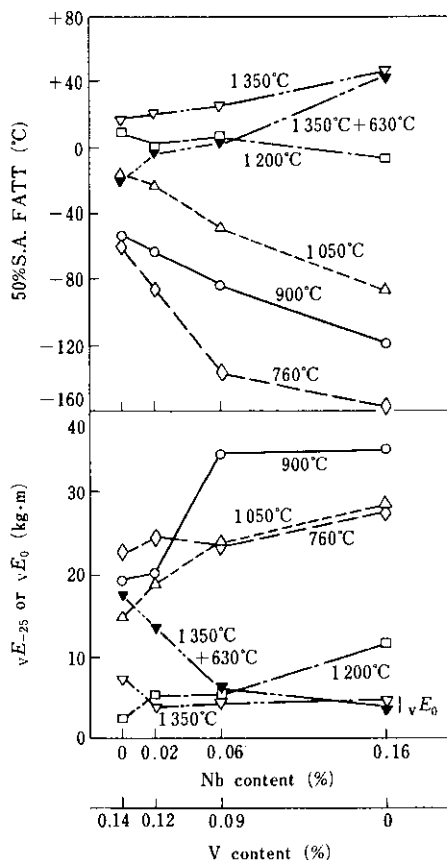


Fig. 14 Effects of Nb and V contents (Nb + V ~ 0.15%) on the Charpy V-notch toughness in the synthetically heat-affected zones of different peak temperatures

現れたためといえる。

5. ま と め

制御圧延材の強度と靱性に及ぼす鋼中のNb、Vおよび含Nb鋼中のMn、Cu等の効果を、応力焼鈍後の変化も含めて定量的に把握するため、実験用圧延機で圧延された材料を用い、母材、溶接金属、溶接熱影響部について系統的に調べた。また熱サイクル再現装置を用い、種々の熱サイクルを試片に与え溶接熱影響部の靱性について検討を加えた。結果を要約すると次のとおりである。

(1) スラブ加熱温度を1150°Cとし、制御圧延した鋼ではNb含有量が高いものほど細粒組織となり、強度と靱性ともに良好となる。これは加熱時に残

留する Nb 炭化物および炭・窒化物によるオーステナイトの細粒効果に起因する。

(2) 含 Nb 鋼の Mn 量を増加すると、0.1% Mn あたり約 0.7kg/mm² の 1.5% 耐力増加および約 1.2 kg/mm² の TS 増加があり、また 1.2~2.0% Mn の範囲で 0.1% Mn あたり約 2.3°C の 50%FATT の向上がもたらされる。これは Mn 量の増大に伴う Ar₃ 変態点低下によってフェライトが微細化し、また 1.7% Mn 以上では微細ペーナイトおよび島状の M-A 混合物が出現することによる。

(3) Nb, V 含有鋼へ Mn あるいは Cu を添加することによる YS の上昇量は、Mn や Cu の固溶体硬化あるいは細粒硬化だけでは説明できず、Ar₃ 変態点低下に基づく Nb, V の炭・窒化物の微細分散析出硬化の重量によると考えられる。その量は 0.5% Cu あるいは 0.5% Mn の場合で、いずれも約 2~3kg/mm² と計算された。

(4) 熱サイクル再現装置により、含 Nb 鋼について最高加熱温度と衝撃特性の関係を調べたところ、溶接熱影響部は以下のように大別されることがわかった。

(a) 約 1100°C 以上に加熱され粗大ペーナイト

が生ずることにより靱性が著しく劣化する領域

(b) 約 850°~1000°C に加熱され細粒化が起こって靱性が良好となる領域

(c) 約 750°C 近傍に加熱され粒界に沿う M-A 混合物が生じることにより靱性が劣化する領域

(5) 含有 Nb 量が多くなるにつれ前項の(b)の領域が広まり(a)の領域が狭くなるので靱性は向上するが、2 回加熱の場合には、(a)の領域の 1200°C 以上にさらされた熱影響部で 2 回目の熱サイクルで Nb の炭・窒化物が多く析出するため、靱性が劣化する。

(6) しかし 12mm 厚の平板溶接部のボンド部のシャルピー試験（ノッチ位置は熱影響部と溶接金属を等量に含む所）による靱性は、Nb, V 量が総和量で 0.10% までならほとんど劣化せず、また Nb 量が 0.06% までなら高い方が有利である。

(7) 母材の Nb 量が約 0.03% までならば溶接金属の靱性は劣化しないが、それ以上の Nb あるいは V 量を含有すると悪影響が現れる。その有害度は Nb の方が V より大きく、SR するとこの傾向は顕著となる。

参 考 文 献

1) たとえば、

a) Great Lakes Steel Corp.: Steel, 146 (1960), 102

C. A. Beiser: Preprint Ann. Conf. Am. Soc. Metals, Nov. 1959, (1959)138,1

b) 松原, 大須賀, 小指, 東田: 鉄と鋼, 58 (1972), 98

c) 前川, 宮野, 島崎: 鉄と鋼, 58 (1972), 111

2) K. J. Irvine and F. B. Pickering: JISI, 201 (1963), 959

3) H. Conrad and G. Schoeck: Acta Met., 8 (1960), 791

4) H. G. Suzuki, T. Sato and M. Tanino: Proceedings of ICSTIS Section 6, (1971), 1082

5) 田中, 田畑: 鉄と鋼に投稿中

6) A. Shiga, H. Imura and J. Tsuboi: IIW Doc. IX-1049-77

7) 成田: 日本化学雑誌, 79 (1958), 108

8) 成田, 小山: 鉄と鋼, 52 (1966), 788

9) R. W. Fountain and J. Chipman: Trans. Met. Soc. AIME, 212 (1958), 733

10) L. A. Erasmus: JISI, 202 (1964), 128

11) K. J. Irvine, F. B. Pickering and T. Gladman: JISI, 205 (1967), 161

12) F. De. Kazinczy, A. Axnäs and P. Pachleinter: Jernknont. Ann., 147 (1963), 408

13) 盛, 時実, 中嶋, 佐伯: 鉄と鋼, 51 (1965), 2031

14) 今井, 庄野: 鉄と鋼, 52 (1966), S110

- 15) L. Meyer and D. Schauwinhold: Stahl u. Eisen, 87 (1967), 8
- 16) 小山, 石井, 成田: 第67回日本金属学会講演大会講演概要, (1970), 162
- 17) 盛, 時実, 山口, 角南, 中嶋: 鉄と鋼, 54 (1968), 763
- 18) 荻野, 谷田, 北浦, 足立: 鉄と鋼, 57 (1971), 533
- 19) 志賀(千), 波戸村, 志賀(厚), 鎌田, 大橋: 鉄と鋼, 64 (1978), A69

