
高速度ラインパイプにおける溶接金属のじん性改善に関する研究

Improvement of Weld Metal Toughness High Grade Linepipes

志賀 厚(Atsushi Shiga) 山口 忠政(Tadamasa Yamaguchi) 井村 英俊(Hidetoshi Imura) 坪井 潤一郎(Jun-ichiro Tsuboi)

要旨：

溶接金属中の介在物は延性破壊抵抗に影響を及ぼしてシェルフエネルギーを左右し、また介在物が少なくなると焼入性が高くなるのでマイクロ組織を介して壁開破壊特性にも影響を及ぼす。したがって、1パス溶接金属のじん性を向上させるには、塩基性フラックスを使用して介在物を減じ、アシキュラ・フェライト組織が得られるような組成のワイヤと組み合わせればよい。溶接金属のじん性に対する Nb, V の影響はそれらの存在形態によって変化するが、100 Å以下の大きさを析出して地を硬化させたときの悪影響がもっとも大きい。

Synopsis：

The effects of welding materials and microalloys on the toughness of seam weld metals of linepipes are investigated. Non-metallic inclusions affect largely not only the value of shelf energy but also the toughness at low temperatures through the effect on microstructures. The best way of improving the weld metal toughness is to form the acicular ferrite structure by using basic fluxes and Mn-Mo-Ti alloyed wires. The effects of Nb and V on the weld metal toughness vary according to their morphology in welds, and the one caused from the precipitation hardening by the carbo-nitrides less than 100 Å in size is the most serious of them all.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

高強度ラインパイプにおける溶接金属のじん性改善に関する研究

Improvement of Weld Metal Toughness in High Grade Linepipes

志賀 厚*
Atsushi Shiga山口 忠政*
Tadamasa Yamaguchi井村 英俊**
Hidetoshi Imura坪井 潤一郎***
Jun-ichiro Tsuboi

Synopsis:

The effects of welding materials and microalloys on the toughness of seam weld metals of linepipes are investigated. Non-metallic inclusions affect largely not only the value of shelf energy but also the toughness at low temperatures through the effect on microstructures. The best way of improving the weld metal toughness is to form the acicular ferrite structure by using basic fluxes and Mn-Mo-Ti alloyed wires. The effects of Nb and V on the weld metal toughness vary according to their morphology in welds, and the one caused from the precipitation hardening by the carbo-nitrides less than 100Å in size is the most serious of them all.

1. 緒 言

天然ガスあるいは原油などの輸送用パイプラインに使用される鋼材の強度レベルは API - 5LX - 65~70級にも及び、長距離にわたって安全性を確保する必要上、要求される材質上の特性は極めて厳しい。このような高品質の素材を大量かつ安価に供給するため制御圧延法による非調質高張力鋼の開発が進められ、Nb や V の析出強化機能を利用し炭素量を減少させて溶接性・延性・じん性のすぐれた微粒の pearlite reduced 鋼の製造技術が確立された。また、鋼管製造工程では溶接の高エネルギー化が重視されるため、一般に 3 ないし 4 電極法の高速度サブマージアークによる両側 1 層溶接法が採用され、その速度は 1.5~3.0m/min に達している。

高速度サブマージアーク溶接においては、ビード外観、アンダーカット、気孔やスラグ巻込、溶込の確保などが問題点として挙げられるが、結線

方法、溶接条件、溶接材料の選択などの検討が行われてはほぼ解決し実施工に適用されている。溶接金属のじん性は溶接材料に左右されるのみならず、母材の希釈による Nb, V の影響を強く受ける。過去の研究によると溶接金属のじん性は、基本的には Garland¹⁾ が指摘したようにミクロ組織、低温変態相の分布、析出物の形態によって決定されるが、Nb, V の影響についての多くの報告^{2~7)} は実験条件が種々に異なるため一致した見解を示していない。

本報ではパイプのシーム溶接金属のじん性改善を目的として、溶接材料および鋼中 Nb, V の影響について検討した。

2. 溶接材料の選定

2.1 実験方法

パイプのシーム溶接における適正な材料選定基

* 技術研究所溶接研究室主任研究員

*** 技術研究所溶接研究室室長・工博

〔昭和54年3月9日原稿受付〕

** 技術研究所溶接研究室

Table 2 Chemical composition of wires

Code	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Ti	Al
A	0.10	0.05	1.95	0.007	0.012	-	-	-	-
B	0.10	0.30	1.50	0.007	0.012	-	0.50	-	-
C	0.07	0.25	1.50	0.007	0.006	0.85	0.45	0.02	0.04
D	0.05	0.15	1.00	0.004	0.005	-	1.50	0.20	0.03

準を得るため、Table 1, 2 に示す溶接材料を組合わせて深さ 8mm, 角度 70° の V 溝に Table 3 の条件で 3 電極単層溶接を行い、溶接金属のじん性に対するフラックスの塩基度およびワイヤ組成の影響を調査した。

Table 1 Chemical composition of fluxes (%)

Code	SiO ₂	TiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	MgO	CaO	CaF ₂	B _T *
X	38	3	5	25	11	8	8	0
XY	32	8	6	6	5	25	13	0.3
Y	33	3	5	5	-	38	15	1.2
Z	17	-	15	-	34	16	17	2.6

$$* B_T = 6.05N_{CaO} + 4.0N_{MgO} + 4.8N_{MnO} - 0.2N_{Al_2O_3} - 4.97N_{TiO_2} - 6.31N_{SiO_2}$$

Table 3 Welding condition

Lead		Middle		Trail		Welding speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
Current (A)	Voltage (V)	Current (A)	Voltage (V)	Current (A)	Voltage (V)		
900	34	650	40	600	40	100	48.4

フラックスはいずれも溶融型で X, XY, Y は高速溶接用として設計したものであり、Z は Oerlicon 社の OP41TT の組成に合わせて試作したものである。ワイヤ A, B, C は在来のものであるが、D はとくに単層溶接金属の低温じん性を改善するために試作したものである。

なお、じん性に対する介在物とマイクロ組織の影響を評価するため、同一条件での単層溶接を行って、その鋼板表面下 1mm の位置から試験片を採取し柱状晶会合部にシャルピー切欠を付して実験した。

2・2 実験結果

溶接金属の衝撃試験結果を Fig. 1 に示す。フラックスの塩基度が高くなると、吸収エネルギーは高温域では単調に大きくなった。しかし、低温域での吸収エネルギーはワイヤ A との組合わせではフラックスの塩基度にかかわらずほぼ一定で、ワイヤ B および C の場合はフラックス Y と組合わせたとき最大となり、ワイヤ D を用いるとフラックスの塩基度が高くなるとともに大きくなった。

溶接金属のマイクロ組織は Photo. 1 に示すように 4 種類に大別でき、上記材料の組合わせではつぎ

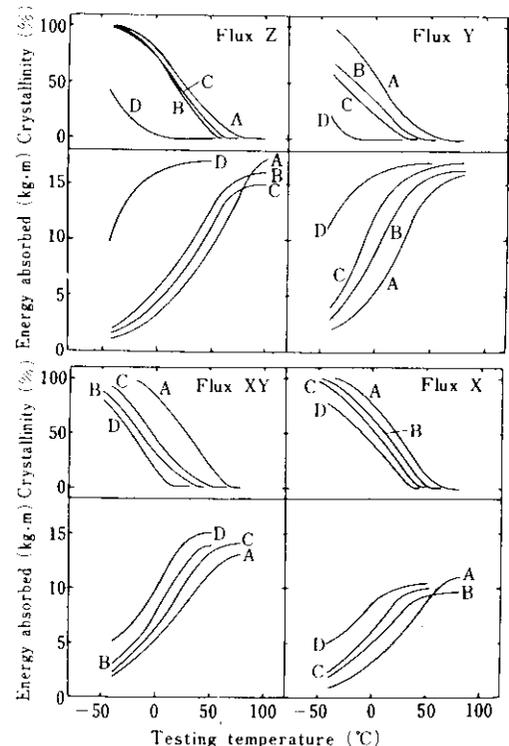


Fig. 1 Results of Charpy V-notch test of weld metals

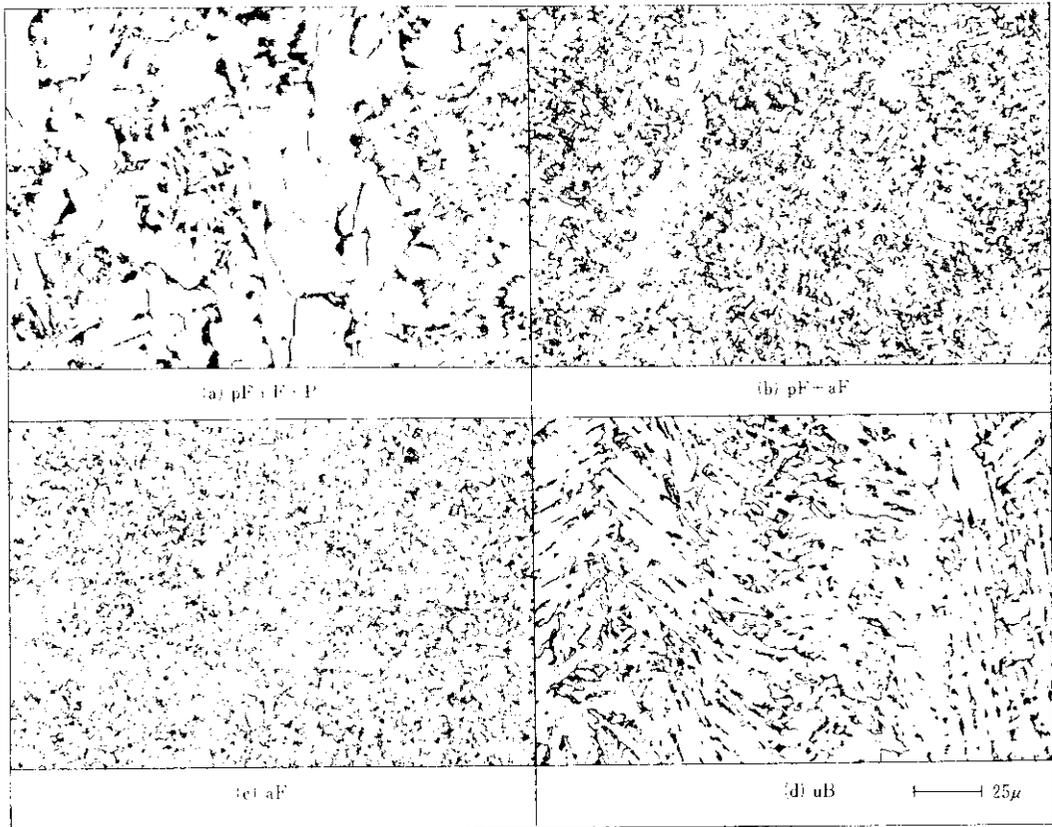


Photo. 1 Typical microstructures of weld metals

のようになった。

- (1) 初析フェライト+フェライト+パーライト
(pF + F + P): X-A, XY-A
- (2) 初析フェライト+アシキュラ・フェライト
(pF + aF): X-B, X-C, XY-B, XY-C, Y-A,
Y-B, Y-C
- (3) アシキュラ・フェライト
(aF): X-D, XY-D, Y-D, Z-D
- (4) 上部ベイナイト
(uB): Z-A, Z-B, Z-C

フラックス X, XY, Y では組合わせたワイヤの合金成分が多いほど初析フェライトが減少し、ワイヤ D との組合わせではほぼアシキュラ・フェライト単一の組織となった。高塩基性フラックス Z では他のものと異なりワイヤ A, B, C との組合わせでいずれも上部ベイナイト状組織となり一部には Photo. 2 に示すようなラス・マルテンサイトを生成し、ワイヤ D と組合わせた場合だけアシキュラ・フェライト組織となった。



Photo. 2 Lath martensite formed in weld metals with highly basic flux Z

溶接金属のじん性はアシキュラ・フェライト組織の場合が最良であり、初析フェライトや上部ベイナイト組織が増すと悪くなって、Garlandら¹⁾と同じ結果を示した。しかし、同じアシキュラ・フェライト組織を呈するものでもフラックスの塩基度が高い、すなわち、介在物が少ないほうが低温

じん性は良くなっている。

一般に溶接金属中の酸素量と介在物数には比例関係が認められており、Farrarら⁹⁾が指摘しているように介在物は延性破壊に影響すると考えて、溶接金属中の酸素量とシェルフ・エネルギーの関係を調べた。その結果は Fig. 2 のようにマイクロ組織に関係なく酸素量の減少により吸収エネルギーが単調に増加した。一方、50%破面遷移温度との関係は Fig. 3 に示すように、一見相関はなさそうであるが、アシキュラ・フェライト組織を呈するものについては酸素量が少ないほど遷移温度は低

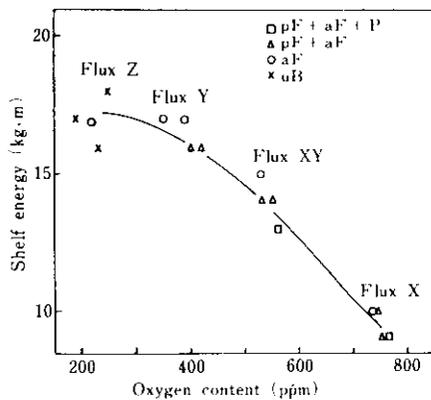


Fig. 2 Effect of oxygen content on the shelf energy of weld metals

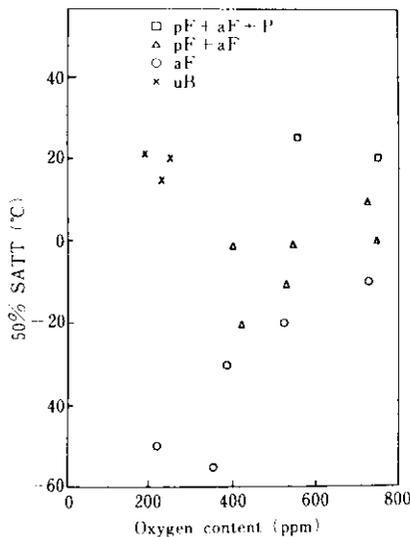


Fig. 3 Effect of oxygen content on the shear area transition temperature of weld metals

く、吸収エネルギーは高くなるという関係が認められた。

2.3 考 察

溶接金属のマイクロ組織はそのじん性を決定する大きな要因であるが、冷却速度が同じであれば溶接金属組成がそのフェライト変態に影響を及ぼすと考えられている。たとえば、Fig. 1 においてワイヤCとの組合わせで vE_{20} を比較するとX, XY, Yの順に溶接金属の酸素量が低くなるにつれて吸収エネルギーは高くなるが、フラックスZを用いたものでは酸素量が低いにもかかわらず吸収エネルギーは低くなった。これはフラックスX, XY, Yの順にごくわずかであるが初析フェライトの減少、アシキュラ・フェライトの微細化が生じていることと関連している。すなわち、つぎに述べるように酸素量の減少は溶接金属の焼入性を増す傾向があり、フラックスZ使用時のように酸素量が200ppmにまで低減するとフェライト変態温度は低くなる。そこで、溶接金属の変態挙動に対する酸素量および合金元素量の影響を知るため、フラックスYとZを使用して他の合金元素が一定でMo含有量のみを変化させた単層溶接金属を作成し、それに溶接再現熱サイクルを与えて、その冷却過程の700~450°C間の温度から氷水中に急冷した。これらの試料のフェライト生成状況の観察結果から変態の開始および終了温度を推定した。

Mo含有量と変態温度および50%破面遷移温度の関係を Fig. 4 に示す。フラックスYを用いたものでは比較的高温で旧オーステナイトの粒界に初析フェライトが析出し、さらに温度が低下すると粒内から多数のフェライトが析出して変態核の存在が予想される。一方、フラックスZを用いたものでは変態開始温度が低くて初析フェライトは少なく、温度が低下すると粒界から成長するフェライトが増し、粒内で新たに生成するフェライトは減る。これらの一例として600°Cから急冷した試料のマイクロ組織を Photo. 3 に示す。

Mo含有量の増加は変態開始温度を低下させ初析フェライトの生成は抑制される。フラックスY使用の場合には、Mo含有量の増加により、変態終了温度が高いにもかかわらず旧オーステナイト粒内に生じるフェライトが増加するのに対し、フラ

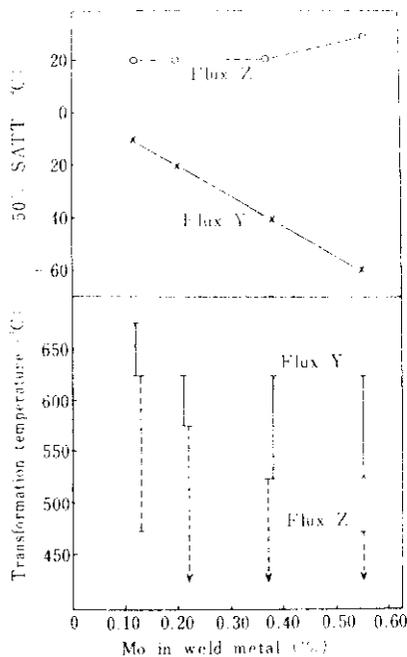


Fig. 4 Effects of flux chemistry and Mo content on the shear transition and ferrite transformation temperatures of weld metals

ックスZの場合には変態終止温度は450°C以下に低下するが、旧オーステナイト粒内で生成するフェライトが少ない傾向は変わらない。このような変態挙動の相違がマイクロ組織に反映され、フラックスYを用いたときはアシキュラ・フェライト組織を、フラックスZを用いたときは上部ベイナイトを主体とする組織を呈し、これらが両者のじん性の差の原因となっている。

この実験ではMoおよびTiの添加量の多いワイ

ヤDを用いたときに溶接金属はアシキュラ・フェライト組織を示し高じん性となったが、たとえば、0.1% C-3% Mn-0.2% TiワイヤとフラックスYを組合わせても同じ組織が得られ、その場合の遷移温度は-50°C、また、-40°Cにおける吸収エネルギーは約10kg・mでありほぼ同等の低温じん性となることが確認された。すなわち、MnやMo含有量の増加はフェライト変態温度を低下させ初析フェライトの析出を抑制し、Ti化合物などのフェライト変態核が多く存在する溶接金属では、微細なアシキュラ・フェライト組織の生成を容易にしてじん性を高めるが、フェライト変態核が少ない場合には上部ベイナイト状組織とし、ラス・マルテンサイトのような低温変態相も出現させじん性を低下させる。

3. 溶接金属のじん性に対する Nb, Vの影響

3.1 溶接材料の影響

(1) 実験方法

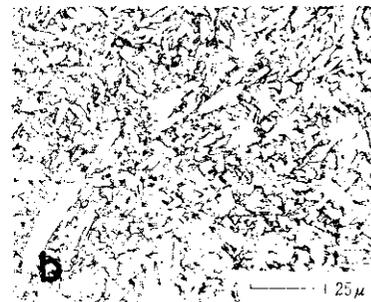
Nb添加量が0および0.06%の鋼材を使用し、Table 1に示したフラックスYおよびZとTable 2のワイヤAおよび1.5% Mn-1.0% Moワイヤを組合わせて、入熱48kJ/cmで3電極によるV溝単層サブマージアーク溶接を行った。これらの溶接金属について溶接のままの衝撃試験およびマイクロ組織の観察を行った。

(2) 実験結果

溶接金属の衝撃試験結果をTable 4に、Nbを約



(a) Using flux Z



(b) Using flux Y

Photo. 3 Microstructures of 0.40% Mo bearing weld metals cooled from 600°C

0.03% 含む溶接金属のマイクロ組織を Photo. 4 に

Table 4 Effect of Nb on weld metal toughness

Main structure	Nb (%)	0.08%C, 1.5%Mn		0.08%C, 1.4%Mn, 0.3%Mo	
		$\sqrt{E_{10}}$ (kg·m)	$\sqrt{T_{10}}$ (°C)	$\sqrt{E_{10}}$ (kg·m)	$\sqrt{T_{10}}$ (°C)
Bainite	0	7.5	0	5.8	+10
	0.03	6.8	+5	5.6	+10
Acicular ferrite	0	7.0	-5	8.1	-15
	0.03	7.3	5	10.7	-30

示す。

フラックス Y を使用した場合には全般に初析フェライト+アシキュラ・フェライト組織となるが、その中で合金元素の影響を見ると、Mo を含まないワイヤ A と組合わせたときは Nb が 0.03% 添加されてもマイクロ組織は変わらずじん性もほとんど変化しないが、1% Mo ワイヤと組合わせた場合は、0.03% Nb を含有すると初析フェライト析出量が減少してじん性は改善される。一方、フラックス Z を使用したものはすべてベイナイト組織を示し、Nb 含有による組織変化は顕著でなくじん性はわ

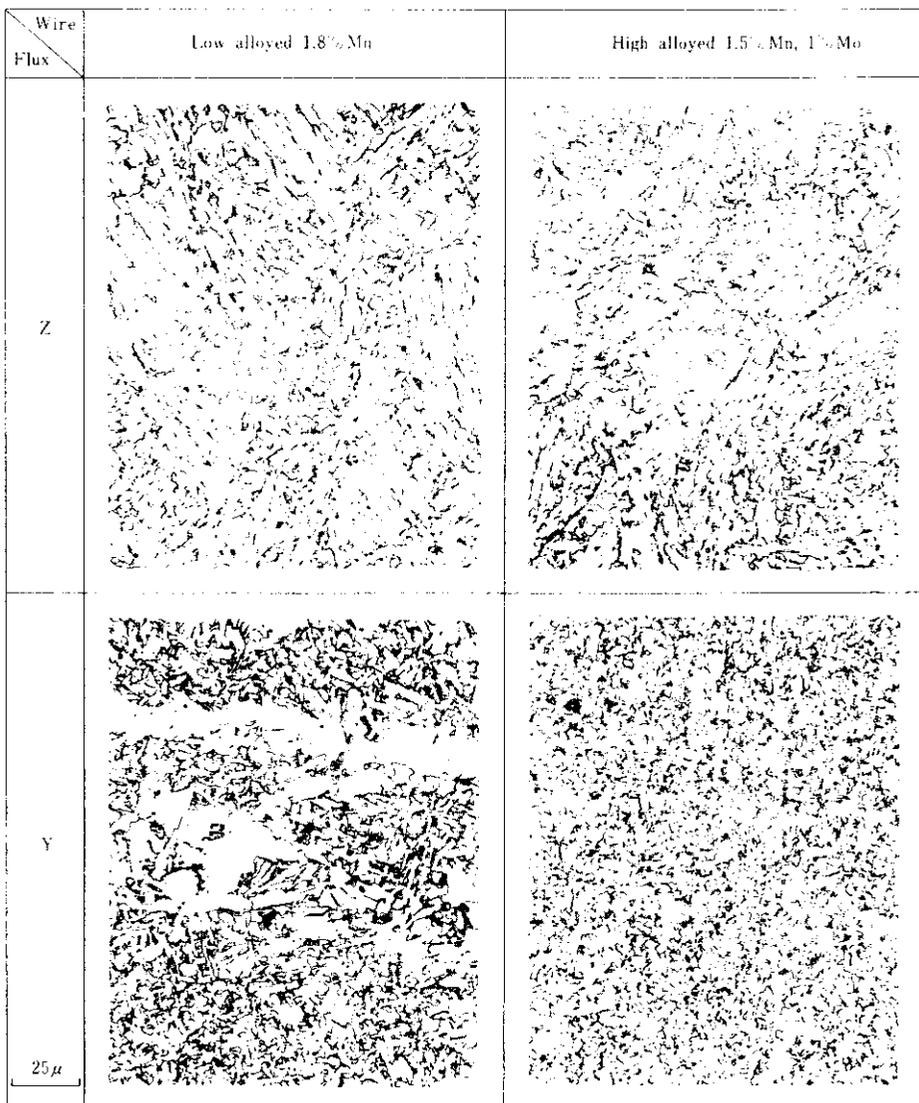


Photo. 4 Microstructures of 0.03% Nb bearing weld metals

ずかに劣化するのみであった。

上述の結果は、中性フラックスと合金元素を添加したワイヤを組合わせてNb添加鋼の両側1層溶接を行った場合に、Nbによる組織改善を通じてじん性が改善されるというBernardら⁴⁾や、Jesseman⁵⁾の報告や、Hannerzら²⁾、Garlandら⁶⁾、Bošanskyら⁷⁾の報告に見られる塩基性フラックス使用時のNb添加によるじん性劣化の傾向とよく一致している。したがって、使用する溶接材料が異なると溶接金属のじん性に対するNbの影響も異なることに留意せねばならない。

3.2 鋼中Nb, Vの影響

(1) 実験方法

Nb, V添加量をTable 5の範囲で変化させた12 mm厚の試作鋼を使用し、フラックスYとワイヤBを組合わせて、2電極による両側1層溶接を行った。すべての溶接金属について溶接のままおよび600°C×30min保持後空冷するSR処理後に試料を採取して衝撃試験、硬さ試験、化学組成の分析およびマイクロ組織の観察を行った。

Table 5 Chemical composition of steels (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Nb	V	Al
0.07	0.25	1.70	0.012	0.006	0.20	0.30	0 0.060	0 0.080	0.030

(2) 実験結果

溶接継手部の断面積を測定した結果から母材の希釈率は60~70%であり、Nb, Vは溶接による酸化消耗がなくほぼ100%溶接金属中へ移行することが分析結果から明らかであった。

溶接金属の-25°Cにおける吸収エネルギー、破面遷移温度および第2パス側溶接金属の硬さに対するNb, Vの影響を示したのがFig. 5である。ここではフラックスYとワイヤBを組合わせたので前項で述べたように溶接金属のマイクロ組織は初析フェライト+アシキュラ・フェライトであるが、溶接金属中のNb, Vが増加すると初析フェライト量が減少して、溶接のまま(図中×印)では(Nb+1/2V)が約0.02%のとき最良のじん性を示し、それ以上にNb, Vが増すと劣化した。これに対して

SR後のじん性(図中○印)は溶接のままに比し劣り、(Nb+1/2V)量の増加とともに単調に劣化した。このじん性劣化は図に見られるようにNb, V量に比例して硬化量が増していることから、Nb, Vの炭窒化物の析出硬化によるものと考えられる。600°Cで板厚1インチあたり1hのSRによるNb, Vの析出硬化量は、別の実験結果⁹⁾によれば、溶接金属のマイクロ組織に関係がなくNbの効果はVの約2倍であった(Fig. 6参照)。

なお、0.03%Nb, 0.03%Vを含有する溶接金属のSR後の電顕組織がPhoto. 5であり、Bošanskyら⁷⁾が観察した結果と同じく、析出物は転位上に認められその大きさは高々100Åであった。またSR時の冷却速度のじん性に対する影響について

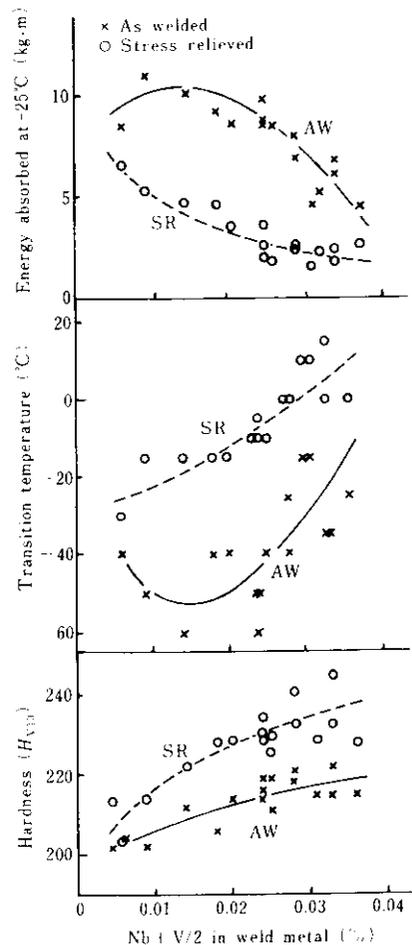


Fig. 5 Effects of Nb and V on the toughness and hardness of weld metals

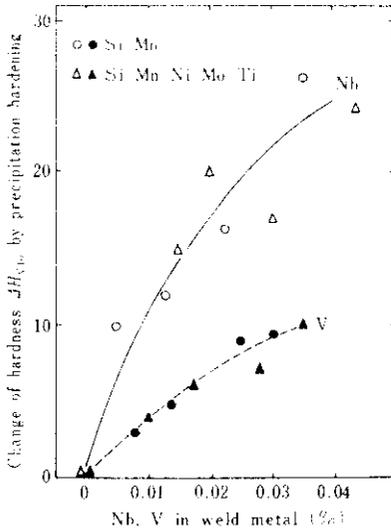


Fig. 6 Referential curve showing precipitation hardening due to Nb and V through SR treatment of $600^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$, using flux Y, wires A and C

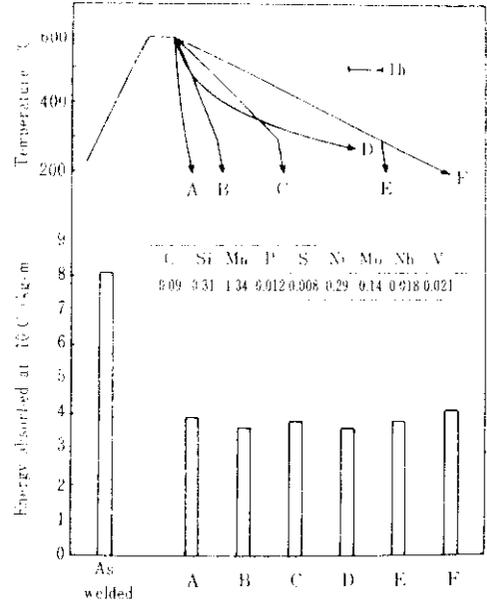


Fig. 7 Effects of the cooling rate in SR treatment on the weld metal toughness



Photo. 5 Precipitations of carbonitrides of Nb and/or V on the dislocations

は、別の実験結果であるが、Nb, Vをそれぞれ約0.02%含有する両側1層継手の溶接金属について調査し、Fig. 7に示すようにじん性の劣化は冷却速度に依存しないことが確認されている。

3.3 含Nb, V溶接金属の再加熱による特性変化

(1) 実験方法

板厚18.3mm、外径1220mmのAPI-X65パイプのシーム溶接部について、試験片採取位置を第2パス側、板厚中央および第1パス側とし、ノッチ位置を溶接金属の柱状晶会合部およびそれから2ないし4mm離れた位置に付して衝撃試験を行い、溶接金属の硬さ分布も測定した。

(2) 実験結果

両側1層溶接継手における溶接金属の衝撃遷移曲線は切欠位置の差異によりFig. 8のように変化する。板厚方向の差で比較すると、溶接のままの第2パス側(図中△印)のじん性ももっとも良く、第2パス溶接による再加熱部を多く含む第1パス側(図中○印)がもっとも悪くなっている。幅方向の差では柱状晶会合部から離れるほどじん性は良くなっている。継手溶接金属横断面の硬さ分布はFig. 9のようであり、第2パス側はほぼ一定値であるのに、第1パス側は第2パスとの境界から2mm以内では0~10HV軟化し、3mm以上離れると10~20HV硬化した。なおFig. 8には第2パス溶接により再加熱される第1パス側溶接金属の最高加熱温度を境界からの距離との関係で併記した。

C	Si	Mn	P	S	Ni
0.06	0.38	1.40	0.016	0.008	0.41
Mo	Cu	Nb	V	Ti	Al
0.18	0.20	0.020	0.023	0.025	0.018

Location of test specimens	Notch distance from center line of weld metal (mm)		
	0	2	4
2nd pass side	△	▲	▲
Center of plate	□	■	
1st pass side	○	●	

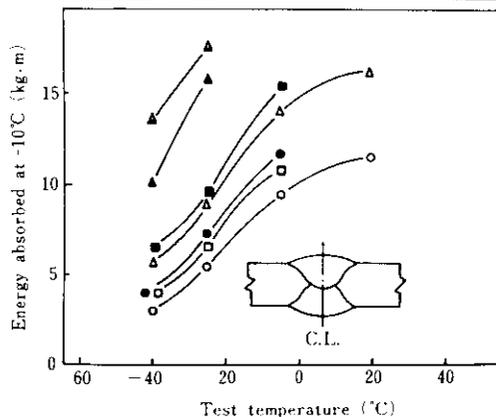


Fig. 8 Relation between weld metal toughness and the notch locations

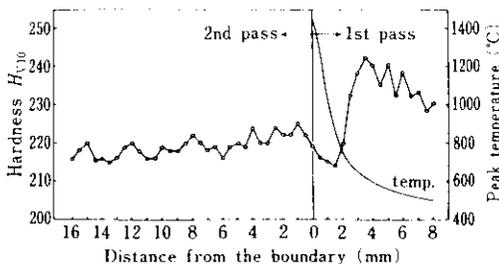


Fig. 9 Through thickness hardness distribution in the two-pass welds

第1パス側溶接金属の最高再加熱温度と確さの関係は Fig. 10 のようになり、500~700℃の再加熱を受けた部分が溶接のままと較べて硬化しており、その硬化量は Fig. 11 (図中×印) に示すように他の組成が一定ならば $Nb + \frac{1}{2}V + \frac{1}{6}Mo$ に比例して増加することが一連の実験から確かめられた。再加熱による硬化は同図●印で示した600℃×1hSR後のそれと同等であるから、Nb, Vの析出硬化によるものと考えられる。したがって、両側1層溶

接部で第1パス側に硬化部を含むことが含Nb鋼継手部の特徴の一つである。

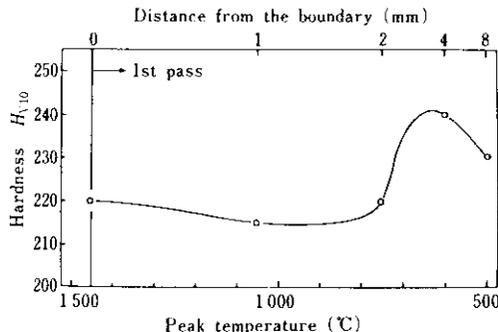


Fig. 10 Effect of the reheating temperature on the hardness of Nb-bearing weld metal

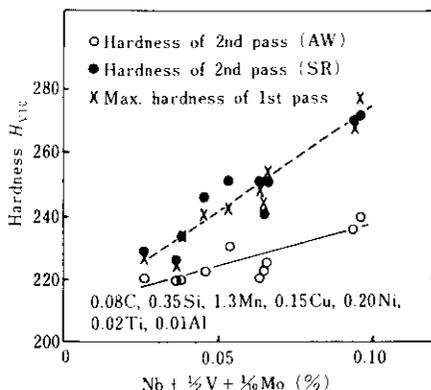


Fig. 11 Effects of Nb, V and Mo content on the hardness of reheated weld metals

3.4 再加熱部の特性に対する Mo およびもとのマイクロ組織の影響

(1) 実験方法

V溝単層溶接を行って Table 6 の0M, 26M, 56Mのように他の組成が一定で Mo 含有量のみを変化させた溶接金属および組成がほぼ同じで使用フラックスの差によりマイクロ組織がアシキュラ・フェライト主体のAとベイナイト主体のBなる溶接金属を作製した。これら溶接部から11×11×100mmの試料を採取してシミュレーション装置により最高加熱温度が600~1100℃の再現熱サイクルを与え、衝撃試験、硬さ測定およびマイクロ組織の観察を行った。なお、試料A, Bに対しては600℃でのSR時間を1~500hに変化させた試験片を作製

Table 6 Chemical composition of weld metal

(%)

Code	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	V	Al
0M	0.07	0.32	1.60	0.019	0.007	0.02		0.038		0.011
26M	0.06	0.35	1.54	0.018	0.007	0.08	0.26	0.039	—	0.017
56M	0.06	0.29	1.70	0.018	0.007	0.21	0.56	0.040		0.019
A	0.08	0.41	1.38	0.015	0.005	0.24	0.14	0.019	0.042	0.011
B	0.08	0.41	1.24	0.017	0.005	0.23	0.14	0.019	0.043	0.011

し、衝撃試験、硬さ測定およびマイクロ組織の観察を行った。

(2) 実験結果

再加熱部の硬さおよび -5°C におけるシャルピー吸収エネルギーに対するMoの影響を示したのがFig. 12である。同図の横軸は再現熱サイクル時の最高加熱温度で、両側1層溶接を想定して1、2パス境界点からの距離を上側横軸に目盛を付した。各溶接金属は0.04% Nbを含有するので 600°C の再加熱で溶接のままより硬化するが、硬化を示す温度域はMo量によって異なり、0% Moでは約 650°C 、0.26% Moでは約 750°C 、0.56% Moでは約

900°C にまで拡大される。これとは逆に軟化域はMo含有量が増すにつれて減少した。Moにより硬化域が拡大する原因はNbのMoによる析出遅延効果およびMo含有量が多いためにPhoto. 6に示すような島状マルテンサイトが生成することによると思われる。Photo. 6は試料56Mを 900°C に再加熱したもので得たが、 700 および 800°C 再加熱の試料でも島状マルテンサイトは観察された。吸収エネルギーは上述の硬さ変化と対応して、溶接のままに比して硬化した部分では低下し、軟化した部分では向上した。なお、Fig. 12において第1、2パスの境界における測定値(図中の左端)は溶接のままの値を用いた。

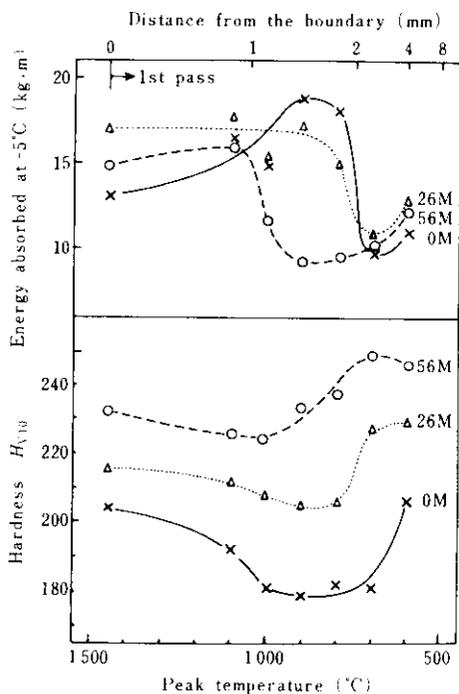


Fig. 12 Effects of Nb and Mo on the toughness and hardness of reheated weld metals

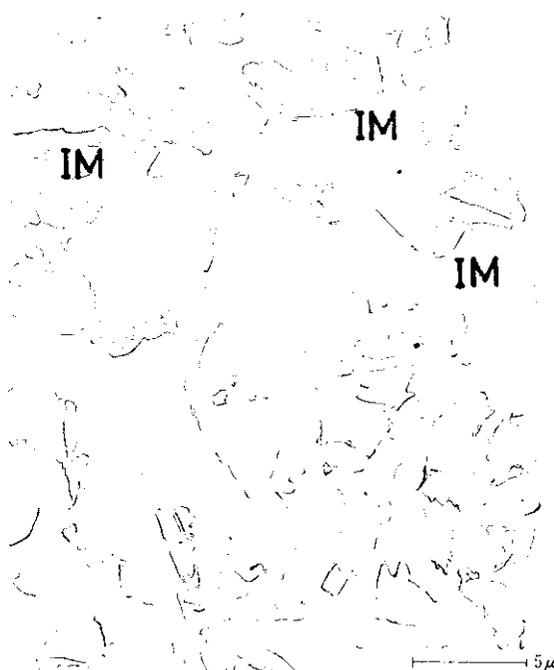


Photo. 6 Island martensite formed in the reheated welds

再加熱部の特性に対するものとのマイクロ組織の影響を検討した結果が Fig. 13 および 14 である。Fig. 13 は再現熱サイクルを付与したもので、前述一連の結果と同様に 600~700°C の再加熱により硬化してじん性も劣化し、1000~1100°C 再加熱部は、アシキュラ・フェライト主体のものでは溶接のま

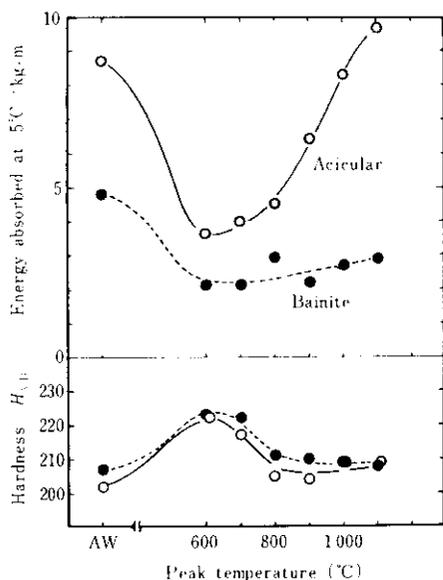


Fig. 13 Effect of prior microstructure on the toughness and hardness of reheated weld metal

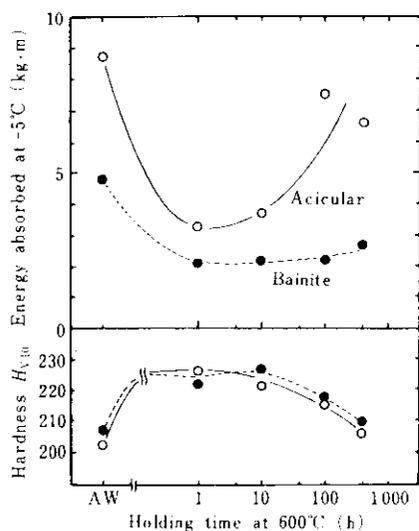


Fig. 14 Effect of the holding time in SR treatment on the weld metal toughness and hardness

まと同等のじん性を示すのに、ベイナイト主体の溶接金属は硬さは変わらずじん性のみ劣化した。Fig. 14 は 600°C における SR 時間の影響を調査した結果であり、硬さの変化はものとのマイクロ組織に関係なく約 100h までは硬化し、それ以上になると次第に軟化して、500h ではほぼ溶接のままの値にまで低下した。一方じん性に関しては、アシキュラ・フェライト組織の溶接金属は上記硬さの変化に対応して 500h では溶接のままの値程度まで回復するのに対し、ベイナイト組織のものは劣化したままであった。このように使用する溶接材料が異なるとマイクロ組織に差が生じて、継手部における再加熱域の特性も異なる場合のあることがわかった。

3.5 考察

溶接金属の特性に対する Nb, V の影響についてはつぎのように考えられる。

- (1) フェライト変態を遅延させベイナイト状組織を生成する。
- (2) Nb, V が炭窒化物の形で析出し大きさが約 100 Å 以下のときは地に整合してじん性を劣化させる。
- (3) Nb, V 炭窒化物が凝集して大きくなると地に非整合になりじん性には影響しなくなる。

溶接金属中の Nb は、溶接のままでは電顕観察や状態分析によっても確認できずほとんどが固溶状態にあり、約 600°C の短時間加熱で Photo. 5 に示したように、約 100 Å 以下の析出物となり 900~1000°C の短時間加熱あるいは約 600°C の長時間加熱を行うと凝集して大きくなると判断される。これらは溶接金属の硬さ変化から推定でき、また、Hannerz ら²⁾、Bošansky ら⁷⁾、Easterling ら¹⁰⁾ も電顕観察により確認している。

溶接金属のじん性に対する Nb, V の影響については種々の見解が発表されているが、溶接金属中の存在形態および使用溶接材料による特徴を考慮すればそれらは矛盾なく説明できる。すなわち、溶接金属の焼入性が高く、かつ、Ti 化合物や微細な非金属介在物などフェライト変態核として機能するものが存在すれば、Nb 添加によりアシキュラ・フェライト組織が増加し、フェライト変態核が少なければベイナイト組織が増加する。後者は高塩基性フラックスを使用したときに顕著でじん性は劣化する。また、Nb 含有鋼の多層溶接部のじん性

については、ここでは実験しなかったが、Nb量が増すにつれて溶接のままでは劣化するが、SR後では試験片採取位置によって複雑に変化すると考えられる。たとえば、板厚19.5mmで0.05%Nb、0.09%Vを含有するX70級鋼の両側1層溶接部で、試験片の採取位置を再加熱部を含む第1パス側および熱処理されない第2パス側とし、SR前後の衝撃試験を行った結果がTable 7である。第1パス、第2パス側いずれもSRによりぜい化するが、再加熱部を含む方がぜい化度は小さくなっている。

Table 7 Relation between embrittlement by SR and notch location

Heat treatment	1st pass		2nd pass	
	vE_{-5} (kg·m)	vT_5 (°C)	vE_{-5} (kg·m)	vT_5 (°C)
A.W.	9.7	-15	12.8	-40
S.R.	4.0	10	2.2	25

すなわち、SRによりNbの析出状態が変化するとじん性が回復する部分もあることを示唆している。

Garlandら¹⁾はNb含有鋼両側1層溶接部のSRぜい化はNb(CN)の析出が原因であるとしているが、多層溶接部についてはAINを核としたMo₂Cが析出するときのみSRぜい化が生じるとしNbの影響は重視していない。これは溶接金属中のNb量が少ないことも一因であるが、溶接のままですでに多層溶接に基づくNbによる再熱ぜい化の生じていることが無視されているためとも思われる。

溶接金属の特性に対するNb、Vの影響を考慮してそれらの上限量は、たとえば、溶接部の最高硬さを260H_v以下とする規格に従えば、Fig. 11からNb + 1/2V + 1/2Mo < 0.08%となる。じん性向上を図るため0.3%Moを添加する場合を想定すると、鋼材の希釈率を60%として鋼中のNb + 1/2V < 0.083%となり、Nb添加量を0.04%とすればV添加量は0.08%に限定される。

4. 結 論

高強度ラインパイプにおける溶接金属のじん性改善を目的とした溶接材料の選択ならびに鋼中に添加されたNb、Vなどのじん性に対する影響を検討し、つぎの結論を得た。

- (1) 介在物の減少とシェルフ・エネルギーの増加には相関関係があり、また、酸素量の減少は溶接金属の焼入性を増加させる傾向があり、低温じん性の改良に対しても良好な影響を与える。
- (2) 溶接金属の低温じん性は均一微細なアシキュラ・フェライト組織を呈するものが良く、初析フェライトや上部ベイナイトを生じると悪くなる。
- (3) フラックスを高塩基性にして溶接金属中の酸素量を少なくしたとき、Ti化合物などのフェライト変態核が十分存在すればアシキュラ・フェライト組織が得られじん性は良好であるが、それらが少ないと上部ベイナイト状組織となりじん性は極端に悪くなる。これらに対してはワイヤ組成についての配慮も必要である。
- (4) 溶接のままではNb、Vのほとんどは固溶状態で存在するが、冷却過程におけるフェライト変態の遅れによりアシキュラ・フェライト生成量が増加するときのみ溶接金属のじん性は向上する。しかし、Nb、V添加量が過大になると劣化する。
- (5) 600°CでのSR処理や多層溶接において500~700°Cに短時間再加熱されると、約100Å以下の大きさでNb、V炭窒化物が析出して地を硬化させじん性は著しく劣化する。この析出硬化量に対する影響はNbのほうがVより2倍大きく、冷却速度には依存しないがMoとの相互作用による影響が大きい。
- (6) 溶接部の硬さを260H_v以下にするためには鋼中のNb、V添加量はNb + 1/2V < 0.083%にする必要がある。

参 考 文 献

- 1) J.G. Garlandら: IIW Doc. IX-892 74, (1974)
- 2) N.E. Hannerzら: HW Doc. II-612 72, IX-798 72, XII A-46-72, (1972)
- 3) J.G. Garlandら: GS/PROD/832/1/76/C, (1976)
- 4) G. Bernardら: IIW Doc. IX 984 76, (1976)

- 5) R.J. Jesseman: *Micro Alloying* '75, 74, (1975)
- 6) I. Hrivňák: *IW Doc. IX* 978 76, (1976)
- 7) J. Bošanskyら: *Scandinavian J. of Metallurgy*, 6 (1977), 125
- 8) R.A. Farrarら: *Welding & Metal Fabrication*, 44 (1976), 578
- 9) 坪井ら: 溶接学会全国大会講演概要第18集, 36, (1976)
- 10) K.E. Easterlingら: *Scandinavian J. of Metallurgy*, 1 (1972), 179

