

Development of High-Quality Narrow Gap Submerged Arc Welding Consumables for Cr-Mo Steel



徳久 正昭
Masaaki Tokuhisa
鉄鋼研究所 厚板研究
部溶接研究室



平井 征夫
Yukio Hirai
鉄鋼研究所 厚板研究
部溶接研究室 主任研
究員(課長)・工博



西山 昇
Noboru Nishiyama
鉄鋼研究所 厚板研究
部溶接研究室 室長(部
長補)



山下 至
Itaru Yamashita
千葉製鉄所 鉄粉溶接
棒部溶接棒技術室 主
査(課長)



西尾 要
Kaname Nishio
千葉製鉄所 鉄粉溶接
棒部溶接棒技術室 主
査(掛長)



中辻 勝明
Katsuaki Nakatsuji
水島製鉄所 条鋼圧延
部溶接棒技術室 主査
(課長)

要旨

Cr-Mo 鋼サブマージーク溶接金属のじん性改善に関する冶金学的検討を行い、ベイナイトラス幅の微細化と炭化物の均質な分散析出によって高じん性な溶接金属が得られることを明らかにした。この知見に基づき、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo および 3Cr-1Mo 鋼用の高じん性な High C-V 系溶接材料と高強度な High C-V-Ti 系溶接材料を開発した。開発した高じん性 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼用狭開先サブマージーク溶接材料-フラックス KB 120 CM, ワイヤ KWT 210-を用いてモックアップ試験を実施した結果、高品質な溶接部が得られ、かつコスト低減を図りうることを確認した。

Synopsis:

In a narrow gap arc welding process with a one-run-per-layer technique, the toughness of weld metal greatly depends on that of as-dendrite structure. The increase in carbon content and V-addition have beneficial effects on improving the as-dendrite structure toughness by refining the bainitic lath sub-structure and increasing fine carbo-nitrides which have precipitated uniformly within the γ -grains after PWHT.

Two types of narrow gap SAW consumables, i.e., the high C-V system for excellent-toughness Cr-Mo steels and high C-V-Ti system for enhanced-strength Cr-Mo steels have been developed on the basis of the above-mentioned metallurgical findings.

The realization of a narrow-gap tandem SAW process was confirmed by a production scale mock-up test using the newly developed consumables.

1 緒 言

Cr-Mo 鋼は高温高压条件下で操業される石油精製プロセスの反応容器に多く使用されている。これらの設備は高温焼もどしぜい化温度域で長期間操業されることから、使用中にぜい化が進行し、設備の安全性が損われることもある。このため、最近耐用年数の向上と寒冷地での安全操業を考慮して低温じん性、とくに使用中ぜい化特性にすぐれた鋼材、溶接材料の開発が強く要望されている。

焼もどしぜい化指数として

$$J \text{ factor}^{(1)} = (\text{Si} + \text{Mn})(\text{P} + \text{Sn}) \times 10^4 (\%)$$

$$\bar{X}^{(2)} = (10\text{P} + 5\text{Sb} + 4\text{Sn} + \text{As}) \times 10^{-2} (\text{ppm})$$

などが提案され、上記のぜい化元素を極力低減するよう成分設計された結果、相当な改善がなされている。

いっぽう、現状の ASME Code よりもさらに高強度化して設備

の効率化、または薄肉化、大型化などの経済効果を得る目的で、焼もどしパラメータ、

$$TP = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$$

T : PWHT (postweld heat treatment) 温度 (K)

t : PWHT 保持時間 (h)

の低減あるいは新成分系の材料開発が進められている。

極厚圧力容器の製作工程で溶接コストを低減しうする方法として狭開先 1 層 1 パス盛のサブマージーク溶接法 (SAW 法) が開発され実用化の段階に入っている³⁾。この方法では従来の 1 層 2 パス盛よりも次層溶接熱による細粒化効果が少ないために、デンドライト部のじん性改善がキーポイントになる^{4,5)}。

本報告では $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼 1 層 1 パス盛溶接金属、とくにデンドライト組織のじん性改善に関する冶金学的検討を行い、均質で高じん性な溶接金属が得られる成分系を決定し、高じん性および高強度 Cr-Mo 鋼用狭開先 SAW 材料を開発した。

* 昭和60年5月29日原稿受付

2 溶接金属のじん性に関する冶金的検討

市販溶接材料による1層2パス盛溶接金属において衝撃試験片の切欠き位置が変化したときのじん性を Fig. 1 に示す。デンドライト組織の多い切欠き位置Aでのじん性は細粒化部Bよりも低いことから、切欠き位置がわずかも変化するとじん性が変動しやすい。したがって、高能率で均質な溶接金属が得られる1層1パス盛の狭開先 SAW 法を実用化するには作業性改善のみならず、デンドライト組織のじん性改善が重要となる。

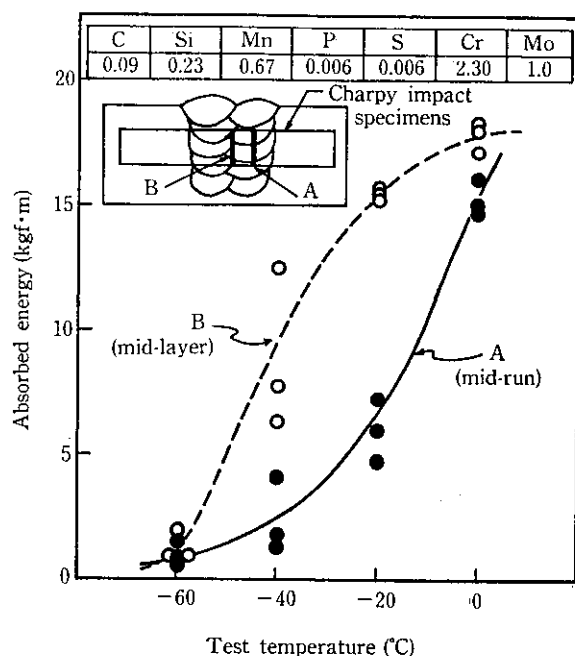


Fig. 1 Toughness variation for notch locations in two run-one layer weld metal (PWHT: 690 °C × 26 h)

2.1 じん性におよぼす次パス溶接熱の影響

2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の V 溝部を入熱量 48 kJ/cm で1パス溶接し、熱サイクル再現試験片を採取した。この試験片に 800°C から 500°C までの冷却時間を 30 秒とし、700°C~1350°C で変化させた熱サイクルを付与した。これを 690°C × 12 h で PWHT したのち、一部は使用中ぜい化を調べるためにステップクーリング処理を付加し、衝撃試験に供した。供試溶接金属の化学組成を Table 1 に示す。

1パス溶接金属のじん性におよぼす再加熱温度の影響を Fig. 2 に示す。基本成分系のデンドライト組織および再加熱温度 1200°C 以上では低じん性であるが、900°C~1200°C の範囲では大幅に改善される。いっぽう、0.12%C-0.07%V 系では再加熱温度の影響が

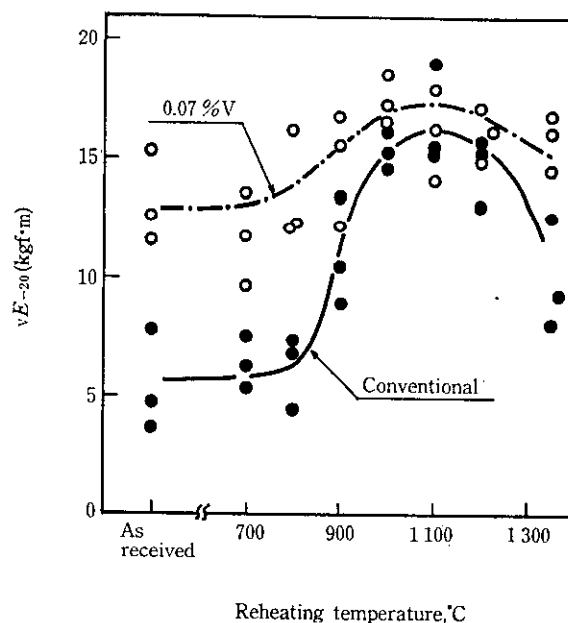


Fig. 2 Effect of reheating temperature on single-pass weld metal toughness

少なく、デンドライト、粗粒化および細粒化組織ともに安定して高じん性が得られている。いずれの成分系でも 1100°C 近傍でもっともすぐれた値を示すが、これは γ 粒が細粒化したためである。しかし、両成分系のデンドライト組織での大きなじん性差を光学顕微鏡組織 (γ 粒、二次組織) だけから説明することは困難であった。

デンドライト組織を薄膜の電子顕微鏡で観察したのが Photo 1 である。基本系はラス幅の大きいベイナイト状組織であるが、0.12%C-0.07%V 系はラス幅が細かい下部ベイナイトあるいはマルテンサイトの焼もどし組織であり、これがデンドライト組織でのじん性を大幅に改善した理由の一つである。

ステップクーリング処理後の試験についてぜい性破壊の伝播経路を観察したが、1100°C 再加熱したものでは擬劈開破面のみであったが、デンドライトおよび 1350°C 再加熱したものでは一部に旧

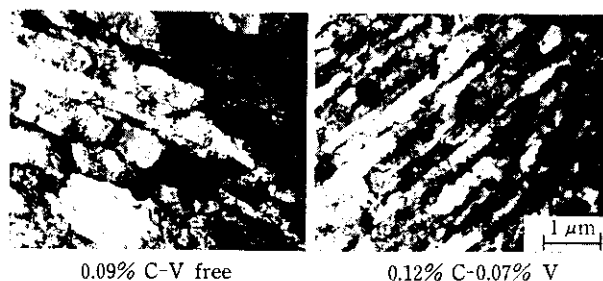


Photo 1 Transmission electron microstructures of single pass weld metal after PWHT of 690 °C × 12 h

Table 1 Chemical compositions of weld metal

Weld metal	(wt %)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	N	O	$\bar{X}^*$
Conventional	0.09	0.22	0.78	0.008	0.004	2.39	0.96	—	0.0043	0.033	10
0.07%V addition	0.12	0.19	0.73	0.007	0.005	2.35	1.00	0.069	0.0047	0.031	9

* $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^{-2}$ (ppm)

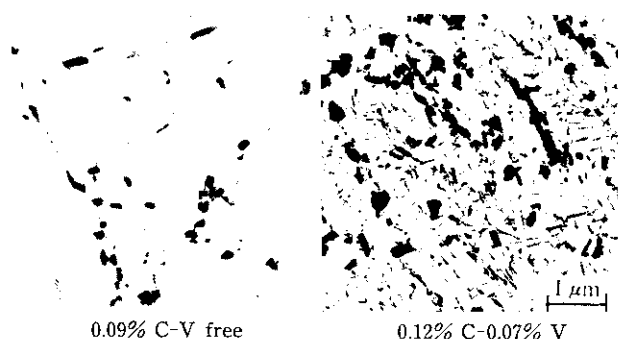


Photo 2 Extraction replica microstructures of single pass weld metal after PWHT of 690 °C × 12 h

オーステナイト粒界破面が認められた。 γ 粒が粗大化した部分のほう焼もどしぜい化を生じやすく⁹⁾、基本系でも同様な現象を確認している。C および V 添加はデンドライト組織の PWHT 後のじん性を改善するのに役立つが、使用中に生じるぜい化を低減する効果は必ずしも有していない。

両成分系のデンドライト組織での析出炭化物を観察したのが Photo 2 である。基本系よりも 0.12%C-0.07%V 系が粒内の微細析出物が大幅に増し、均一に分布している。これらの炭化物は後述のごとく析出硬化を招いておらず、このような微細な析出炭化物を大幅に増加させることによってじん性が改善されることが示唆された。

2.2 PWHT による炭化物の析出挙動とじん性変化

C と V 量を変化させた 3 種類の材料を用いて U 溝を入熱量 36 kJ/cm で 3 パス溶接したのち、種々の条件で PWHT ($TP=13.46 \sim 21.19$) を行った。第 2 パスと第 3 パスのビード間から衝撃試験片を、第 3 パスビードから硬さおよび電子顕微鏡観察用試片を採取し、実験に供した。

PWHT の TP と硬さおよび電解抽出残渣の X 線回折同定分析結果を Fig. 3 に、0.13%C-0.06%V 系における析出炭化物の分布形態の一例を Photo 3 に示す。550°C でわずかに二次析出硬化が生じたあと、それ以上の加熱条件 ($TP \geq 17.46$) で急激に軟化する。0.06%V 添加による硬化作用は小さく、C の増加による影響が大きい。この硬度差は TP が大きくなるにつれて減少するが、690°C の 1~100 h 保持でも認められる。550°C 付近での若干の硬化は微細な M_3C の析出増加にともなうものであるが、600°C 以上の加熱温度では転位の減少にともなう焼もどし効果が炭化物の析出硬化よ

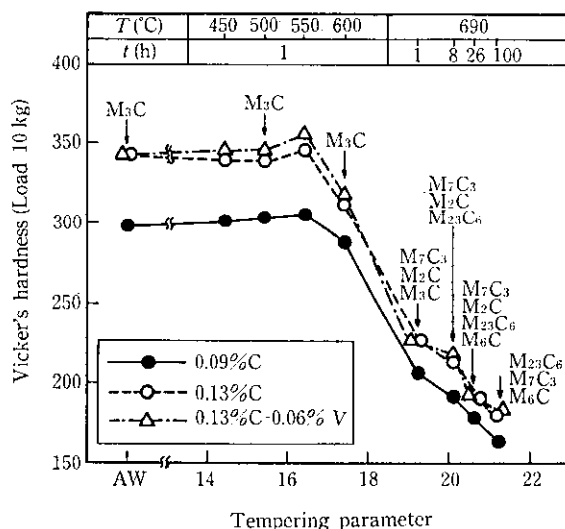


Fig. 3 Effect of PWHT on weld metal hardness and carbide morphology (X-ray diffraction analysis of precipitated residues)

りも大きくなって加熱温度とともに硬さは低下する。

いずれの成分系とも、600°C 以下の PWHT ($TP \leq 17.46$) での析出物は M_3C のみであるが、690°C × 1 h の PWHT ($TP=19.26$) では針状の炭化物 (M_2C) が粒内に、塊状のもの (M_7C_3) が粒内、粒界に認められる。通常の施工条件範囲である 690°C × 8~26 h の PWHT ($TP=20.13 \sim 20.62$) では、 M_3C 、 M_2C が減少し、かつ炭化物の凝集により塊状のもの ($M_{23}C_6$ 、 M_7C_3 、 M_6C) が増す傾向にあり、この TP 範囲で安定な炭化物に変化する⁹⁾。なお、成分系による析出物の差は C の増量によって塊状の炭化物が、V 添加によって針状析出物が多くなる傾向にあり、とくに High C-V 系では Photo 2 に示したごとく析出量が大幅に増加し、粒内および粒界で均一に分散している。

PWHT にともなう溶接金属のじん性変化を Fig. 4 に示す。いずれの成分系ともに、600°C × 1 h 以下の PWHT ($TP \leq 17.46$) では全体的に低じん性である。690°C × 1 h ($TP=19.26$) で急激にじん性は向上する。690°C × 26 h ($TP=20.62$) では各成分系ともに最高のじん性が得られるが、0.13%C-0.06%V 系がもっともすぐれており、ステップクーリング後でも同様である。さらに長時間の 690°C × 100 h ($TP=21.19$) では、従来材に近い 0.09%C 系では若干ぜい化するが、0.13%C および 0.13%C-0.06%V 系ではほと

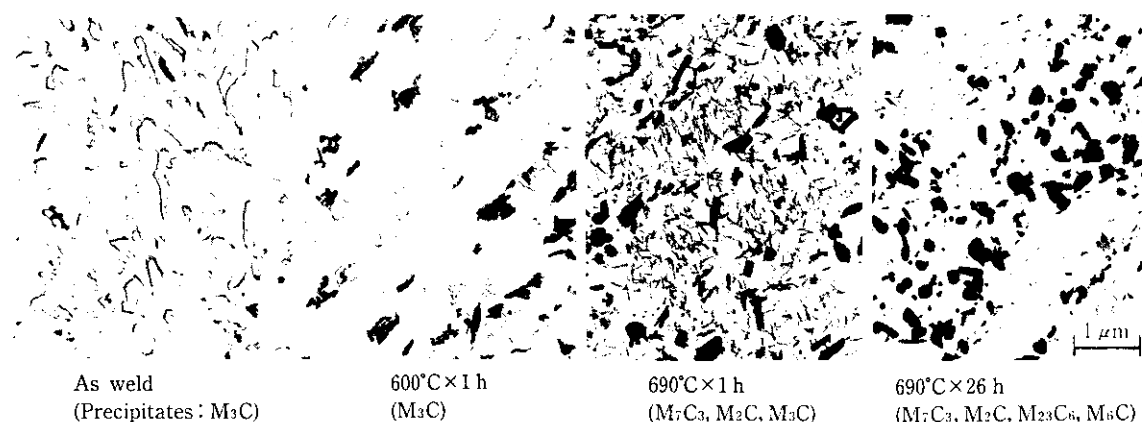


Photo 3 Extraction replica microstructures of 0.13% C-0.06% V weld metal after various PWHT conditions

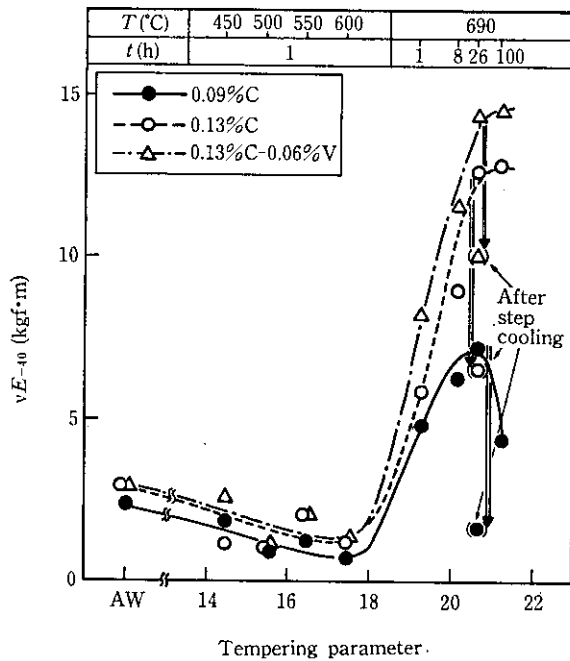


Fig. 4 Effect of PWHT on weld metal toughness

んど変わらない高いじん性が得られている。

これらの結果から、ベイナイトラスあるいはマルテンサイトラス幅を微細にするとともに、粒内および粒界の炭化物を過度にならない程度に析出分散させることがじん性改善に結びつくことが明らかとなった。

3 1層1パス盛狭間先 SAW 金属の適正化学組成

板厚 75mm の 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼板 (ASTM A387 Gr. 22 Cl. 2) の U 開先部に C, Si, P, V, Ti, Nb などを変化させた共金系ワイヤと塩基性焼成型フラックスを組合せて、入熱量 36 kJ/cm で 1 層 1 パス多層盛の単電極 SAW を行い、これら添加元素の適正量を求めた。なお、PWHT は通常の施工範囲である 690°C×8 h および 26 h の 2 条件とした。

3.1 基本成分系の決定

溶接金属の C 量と酸素量およびじん性の関係を Fig. 5 に示す。C 量を増すことにより酸素量は減少する傾向にあり、じん性も向上する。この傾向は C≤0.12% において顕著であり、狭間先溶接金属での凝固割れおよび低温割れ感受性を配慮すると 0.10%~0.15% C が適正值と考えられる。また、V 系は同一酸素量でも高いじん性が得られ、上記の最適 C 量範囲で安定する。

Fig. 6 に溶接金属のじん性におよぼす Si 量の影響を示す。一般に鋼板および溶接金属の Si 量を低減すると PWHT 後のじん性ととも使用中のぜい化も改善するといわれている^{1,2,4)}。しかし、高塩基性焼成型フラックスで、かつ P, Sn, Sb, As など粒界ぜい化元素を低減したものでは Fig. 6 に示すごとく、0.15%≤Si≤0.25% で最適値となる⁷⁾。すなわち、Si 量の低減とともに酸素量が増加するため、0.15% 以下の低 Si 域ではステップクーリング後のぜい化は少ないが、PWHT 後では高酸素のために低じん性となる。いっぽう、Si>0.25% では PWHT 後では高じん性であるが、使用中にぜい化を生じやすく、とくに P≥0.012% で顕著となる。

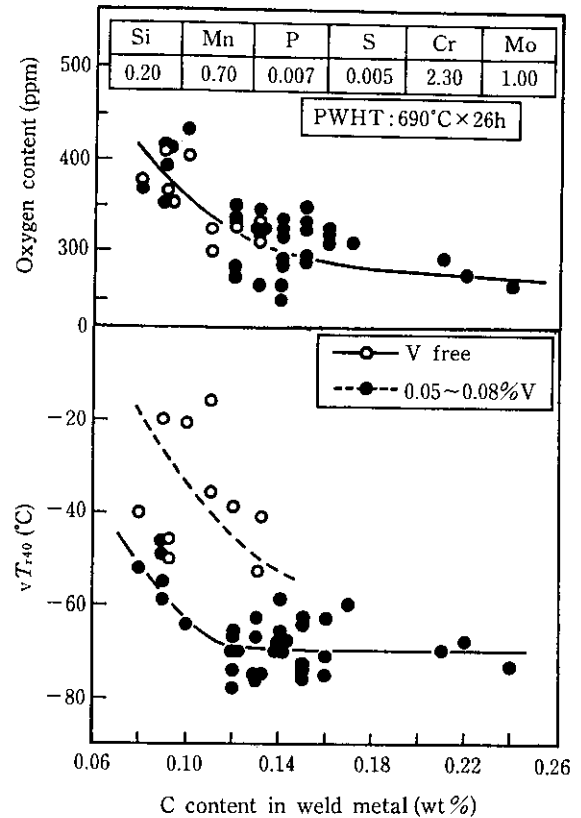


Fig. 5 Effect of carbon content on toughness and oxygen content of weld metal

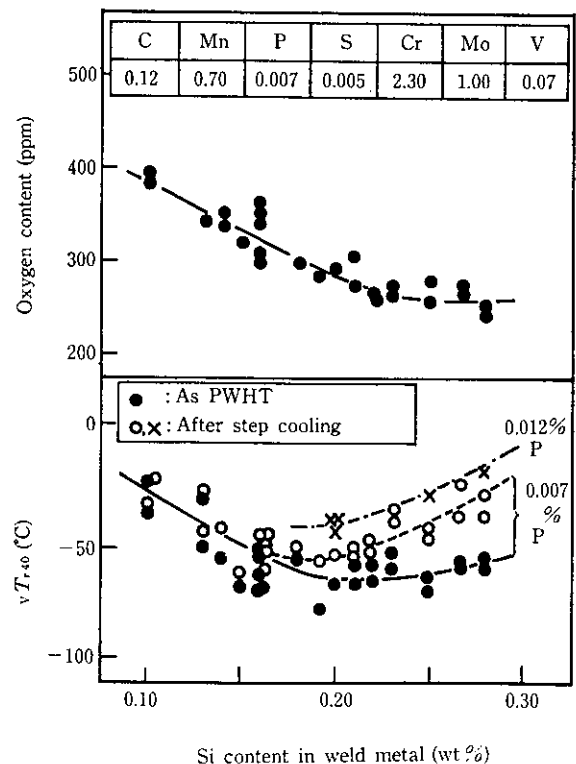


Fig. 6 Effect of Si content on weld metal toughness subjected to PWHT of 690°C×26 h

3.2 じん性と強度におよぼす微量元素の影響

V 添加量を変化したときの PWHT 後のじん性を Fig. 7 に示す。

じん性は $V \geq 0.04\%$ で大幅に改善され、 $0.04 \sim 0.12\%$ が適正範囲となる。この範囲では強度上昇も少なく、じん性の変動が非常に少ないことが Fig. 2 と 5 から確認できる。 $V > 0.12\%$ では析出硬化が顕著となって、じん性は低下する傾向にあるが、 $0.25\%V$ で

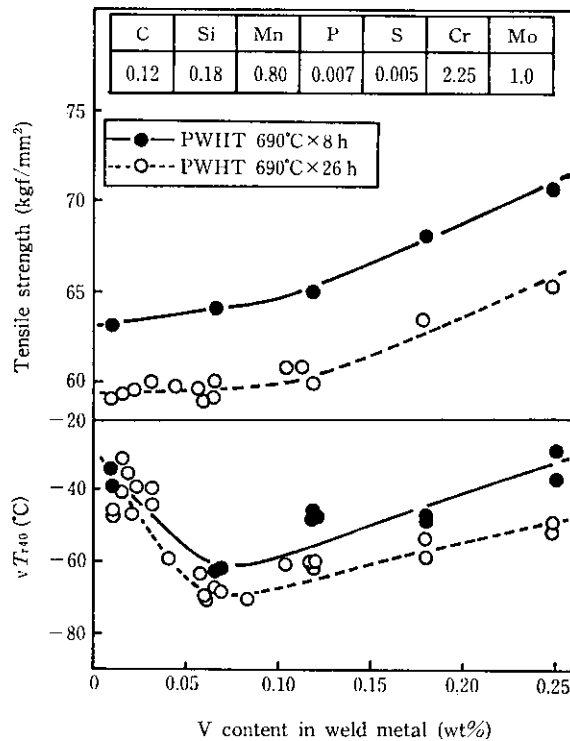


Fig. 7 Effect of V content on tensile strength and toughness in weld metal

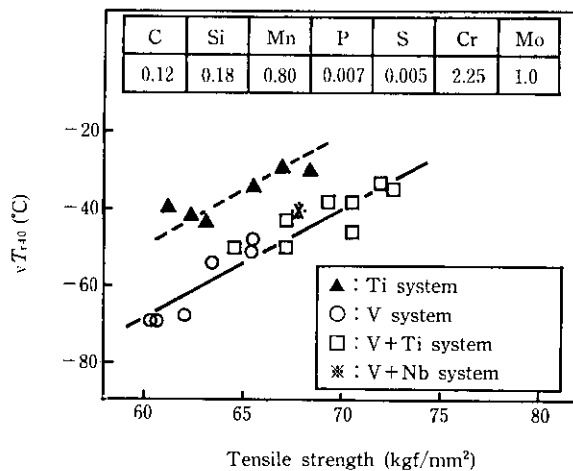


Fig. 8 Effect of micro-alloying elements on tensile strength and toughness in weld metal (PWHT: 696 °C × 26 h)

$TS = 65 \sim 70 \text{ kgf/mm}^2$ になることから、石油改質設備の高温、高压操業で必要となる高強度材料としては有望である。

基本成分系に V, Ti, Nb を複合添加したときの引張強さとじん性の関係を Fig. 8 に示す。じん性は引張強さの増加とともに直線的に低下する傾向にあるが、V 系と Ti 系は同一線上に乗らない。しかし、V 系である V 単独添加系、V-Ti 系あるいは V-Nb 系などは同一線上にあり、じん性差はほとんどなく、V 系は Ti 系に比較して vT_{40} で約 20°C 改善される。

Ti, Nb などは本来極微細な炭窒化物を析出して硬化し、ASTM A387 Gr. 22 Cl. 2 鋼製压力容器で一般に実施される PWHT 条件下ではぜい化を招くので好ましくない。しかし、高強度仕様材に対しては V と合わせて添加することにより効果を発揮する。 $0.07 \sim 0.13\%V$ に Ti を微量添加したときの引張強さとじん性を Fig. 9 に示す。Ti の増加とともに引張強さは上昇し、 $690^\circ\text{C} \times 26 \text{ h}$ の PWHT で $TS \geq 65 \text{ kgf/mm}^2$ を確保するには、 $0.07 \sim 0.13\%V$ 。

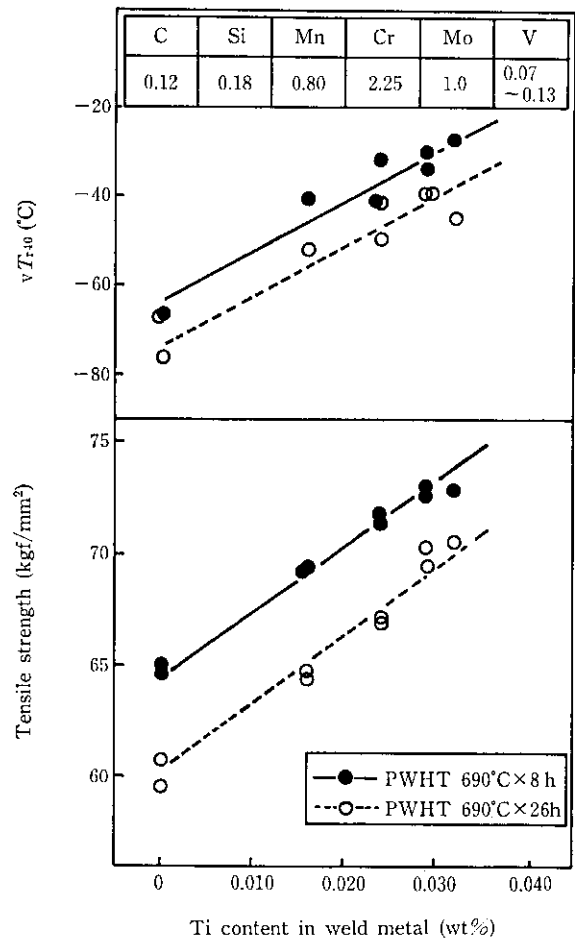


Fig. 9 Effect of Ti content on tensile strength and toughness in weld metal

Table 2 Optimum chemistry of high-quality weld metal

Application	Welding consumables		Chemical compositions (wt %)						
	Flux	Wire	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti
High-toughness use	KB 120 CM	KWT 210	0.12	0.20	0.70	2.25	1.0	0.07	—
High-strength use		KWT 210 (M)	0.13	0.20	0.70	2.25	1.0	0.10	0.015
		KWT 310 (M)	0.13	0.20	0.70	3.00	1.0	0.10	0.015

0.015%Ti で達成でき、このときの $\sqrt{T_{r40}}$ は約 -50°C である。

以上の結果から、Table 2 に示すような高じん性用および高強度用溶接金属の最適組成を決定した。

4 高品質な Cr-Mo 鋼用 SAW 材料の特性

4.1 高じん性 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼用溶接材料 (フラックス KB 120 CM, ワイヤ KWT 210)

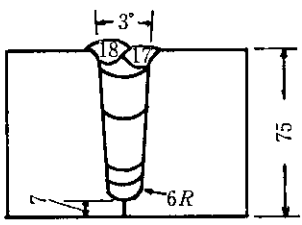
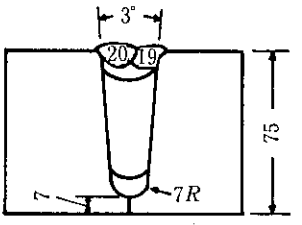
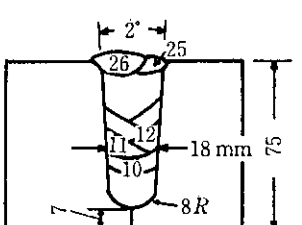
板厚 75 mm の ASTM A387 Gr. 22 Cl. 2 鋼を用いて Table 3 の条件で溶接継手を作成したあと、 $690^{\circ}\text{C} \times 8 \text{ h}$ ($TP=20.13$) および $690^{\circ}\text{C} \times 26 \text{ h}$ ($TP=20.62$) の PWHT 処理を行い、さらにステップクーリング処理を付加した。

溶接金属の化学組成の代表例を Table 4 に示すが、溶接法および板厚方向位置にかかわらず、ほぼ均質な組成となっている。

溶接金属の衝撃試験結果を Table 5 に示す。単電極法の $690^{\circ}\text{C} \times 8 \text{ h}$ および 26 h のいずれの PWHT 後でも $\sqrt{T_{r40}} < -60^{\circ}\text{C}$ で、かつステップクーリング処理においても $\sqrt{T_{r40}} < -50^{\circ}\text{C}$ であり、そのシフト量 $\Delta\sqrt{T_{r40}}$ も小さい。また、2電極法でも PWHT およびステップクーリング後ともに $\sqrt{T_{r40}} \leq -46^{\circ}\text{C}$ で高いじん性は得られているが、単電極法と比較すれば若干じん性は低下している。これは Table 4 に示したごとく、2電極溶接金属の酸素量が単電極法よりも約 50 ppm 高くなったためと考えられる。

また、本溶接材料の 1 層 1 パス溶接と 1 層 2 パス溶接金属のじん性差はほとんどなく、かつ非常にすぐれたじん性を有していることがわかる。これは Fig. 2 に示したごとく、本成分系ではデンドラ

Table 3 Welding conditions for narrow gap submerged Arc Welding

Welding process	Pass No.	Current (A)	Voltage (V)	Travel speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	Groove shape and weld sequence
Single-electrode welding 1 run-1 layer (6 mmR)	1	450	27	20	36	
	2~5	500	28	25	34	
	6~16	550	29	28	34	
	17, 18	550	29	30	32	
Two-electrode welding 1 run-1 layer (7 mmR)	1	450	27	20	36	
	2~6	L 450 T 400	27 27	40	34	
	7~10	L 450 T 450	27 28	42	35	
	11~12	L 500 T 450	28 28	46	35	
	13~18	L 500 T 500	28 29	48	36	
	19, 20	500	28	30	28	
Two-electrode welding 2 run-1 layer (8 mmR)	1	500	30	25	36	
	2~4	L 450 T 450	27 29	38	40	
	5~10	L 500 T 500	29 31	46	39	
	11~24	L 500 T 500	27 29	60	28	
	25, 26	L 500	28	28	30	

Preheat and interpass temperature: $175 \sim 200^{\circ}\text{C}$

Table 4 Chemical compositions of weld metal

(wt %)

Welding process	Sample location	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	O	N	$\bar{X}$	J factor
Single electrode	t/4	0.13	0.15	0.76	0.005	0.003	2.21	0.97	0.064	0.032	0.0055	7	73
Two-electrode (7 mmR)	Subsurface	0.12	0.15	0.71	0.005	0.003	2.12	0.97	0.063	0.036	0.0053	7	76
	t/4	0.12	0.15	0.71	0.005	0.003	2.11	0.96	0.063	0.036	0.0056	7	69
	t/2	0.13	0.15	0.74	0.005	0.004	2.18	0.99	0.067	0.038	0.0052	7	71

Table 5 Summary of weld metal toughness after PWHT and step cooling treatment for welding process using KB 120 CM flux and KWT 210 wire

Welding process	PWHT	Location	As PWHT		After S. C.		$\Delta_v T_{r40}$ (°C)	$\sqrt{2.5\Delta_v T_{r40} + T_{r40}}$ (°C)
			$\sqrt{T_{r40}}$ (°C)	$\sqrt{T_{rs}}$ (°C)	$\sqrt{T_{r40}}$ (°C)	$\sqrt{T_{rs}}$ (°C)		
Single electrode	690°C × 8 h	t/4	-65	-61	-59	-54	6	-50
	690°C × 26 h	t/4	-67	-55	-63	-51	4	-57
Two electrode (7 mmR)	690°C × 8 h	Subsurface	-63	-52	-46	-46	17	-20.5
		t/4	-53	-45	-49	-40	4	-43
		t/2	-52	-45	-50	-40	2	-47
	690°C × 26 h	Subsurface	-69	-61	-48	-40	21	-16.5
		t/4	-58	-50	-50	-40	8	-38
		t/2	-55	-48	-53	-44	2	-50
Two electrode (8 mmR)	690°C × 8 h	t/4	-67	-66	-51	-49	16	-27
	690°C × 26 h	t/4	-76	-68	-69	-56	7	-58.5

Table 6 Summary of tensile properties of weld metal for two-electrode welding process using KB 120 CM flux and KWT 210 wire

PWHT	Test temp. (°C)	0.2% proof stress (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
690°C × 8 h	24	52.9	64.9	21	71
	454	43.0	50.4	19	71
690°C × 26 h	24	46.9	59.6	24	74
	454	38.2	45.8	19	74

Table 7 Mechanical properties at t/4 location of 3Cr-1Mo modified steel welded joint

PWHT	Notch locations	Tensile strength (kgf/mm ²)		Toughness (°C)		$\sqrt{2.5\Delta_v T_{r40} + T_{r40}}$ (°C)
		24°C	454°C	$\sqrt{T_{r40}}$	$\sqrt{T_{rs}}$	
690°C × 8 h	WM	73	57	-35	-30	-22.5
	FL	—	—	-69	-64	-56.5
	HAZ 2 mm	—	—	-97	-95	-92
690°C × 26 h	WM	68	52	-46	-40	-31
	FL	—	—	-86	-72	-51
	HAZ 2 mm	—	—	-84	-74	-59

イト組織と細粒化組織のじん性差が少ないことで説明できる。

寒冷地操業時の安全確保や耐用年数の延長などの要求を反映して最近の使用中ぜい化特性の一つとして、次式が指標とされる。

$$\begin{cases} \sqrt{T_{r40}} + \alpha \cdot \Delta_v T_{r40} \leq 10 \text{ (°C)} \\ \alpha = 1.5 \sim 2.5 \end{cases}$$

この成分系ではいずれの溶接法でももっとも厳しい $\alpha=2.5$ の要求を十分に満足しうることがわかる。

Table 6 にこれら溶接金属の引張特性を示す。

以上の結果から、本溶接材料は溶接法、積層方法および切欠き位置にかかわらず安定して高じん性が得られる特長を有しており、石油精製反応容器などでとくに重要とされる均質性の点で有利である。

4.2 高強度 3Cr-1Mo 鋼用溶接材料 (フラックス KB 120 CM, ワイヤ KWT 310 (M))

最近、米国において、石油メーカー、鋼材メーカー、压力容器製作メーカーが参集した Cr-Mo 鋼の特性研究委員会である Metal Properties Council を中心として高強度化 ($TS=85\sim 110$ ksi) を図り、設備の高温高圧操業あるいは設計応力を高めての経済効果を追求する考え方が広まりつつある。

高強度化した肉厚 350 mm の 3Cr-1Mo-V-Nb 系改良型鍛鋼材と上記溶接材料を用い、入熱量 31 kJ/cm の 2 電極溶接法で継手溶接した。板厚位置 t/4 での継手性能を **Table 7** に示すように、十分

Table 8 Welding conditions for mock-up test

Welding consumable	Welding process	Preheat and interpass temperature (°C)	Welding parameters (AC-AC)			
			Current* (A)	Voltage (V)	Travel speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
KB 120 CM and KWT 210	1 run-1 layer	180	530~540	29~31	45	36.8
	2 run-1 layer	200	520~530	28~30	62	29.5

* Welding current of leading electrode and trailing electrode

な強度とじん性が得られている。

4.3 モックアップ試験

高じん性溶接材料による狭間先 2 電極 SAW 法の実用性を確認する目的で、モックアップ試験を行った。なお、単電極法による 1 層 1 パス盛込狭間先 SAW 法の実用化はすでに 2/4 Cr-1Mo 鋼製熱交換器で実績があり、溶接コストの低減に効果をあげている⁸⁾。

モックアップ試験にはルート半径 8 mm、開先角度 2°、深さ 75 mm の U 開先を設けた肉厚 90 mm、内径 2 500 mm の 2/4 Cr-1Mo 鍛造リングを用いた。溶接条件を **Table 8** に示す。

Table 9 Comparison of welding efficiency between conventional and narrow gap SAW process

Welding process	Conventional SAW (A)	Narrow gap SAW	
		2 run per layer (B)	1 run per layer & 2 run per layer (C)
Groove preparation			
Cross-sectional area for 150 mm thick steel	35.8 cm ²	25.2 cm ² (B/A=0.70)	24.0 cm ² (C/A=0.67)
Welding condition (2 electrode)	500~600 A, 45~55 cm/min	500~550 A, 60 cm/min	450~550 A, 40~60 cm/min
Total arc time for 1 m long weld joint	127 min	94 min (B/A=0.74)	94 min (C/A=0.74)

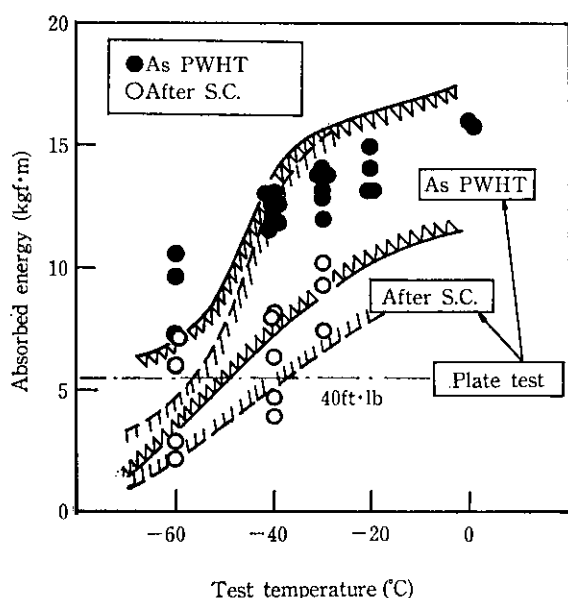


Fig. 10 Weld metal toughness deposited with 1 run per layer technique in mock-up test

4.3.1 溶接作業性

本溶接材料では開先側壁でのビードのぬれ性が非常によく、ワイヤの狙い位置が多少変動してもアンダーカットなどの欠陥が生じにくく、超音波探傷および放射線透過試験でも溶接欠陥は検出されなかった。スラグはく離性は1層1パス溶接施工でも実用化しうるとの評価を得た。

4.3.2 溶接金属の衝撃試験

690°C×8hのPWHTおよびステップクーリング後のじん性をFig. 10に示す。前節の平板溶接継手での結果も比較のため範囲として示したが、前節の結果をよく再現しており、ステップクーリング後の $\sqrt{E_{30}}$ も余裕をもって目標値5.5 kgf·m (40 ft·lb)を満足し

うることが再確認された。

4.3.3 溶接能率比較

2電極溶接を前提として従来法および1層1パスまたは2パス積層の狭開先溶接法における能率比較をTable 9に示す。狭開先溶接法の採用によって、約30%の溶接材料費の低減と26%のアーキタイムの削減が可能となり、コスト低減と同時に最近の物件で重要視される納期短縮にも効果があることが明らかとなった。

5 結 言

2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼の1層1パス盛溶接金属のじん性、強度に関する冶金検討を行い高品質Cr-Mo鋼用狭開先SAW材料を開発した。さらに、この溶接材料を用いてモックアップ試験を実施し、以下の結論を得た。

- (1) 溶接金属のCの増量とVの添加によってペイナイトラス幅の微細化およびPWHT後に炭化物が均一分散されてデンドライト組織のじん性が改善される。これによりじん性のバラツキが少ない均質な溶接金属となる。
- (2) Ti添加で引張強さは上昇するが、じん性は低下する。しかし、Vと複合添加することにより高強度を維持しつつ、じん性も改善される。
- (3) これらの知見にもとづき、高じん性および高強度を特長とするCr-Mo鋼用の高品質狭開先SAW材料を開発した。
- (4) 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼用高じん性溶接材料-フラックスKB120CM、ワイヤKWT210-は溶接方法にかかわらず安定して高じん性が得られ、現状のもっとも厳しい規格も余裕をもって満足する。
- (5) モックアップ試験によって2電極狭開先SAW法の実用化が可能であることを確認した。本溶接法の採用によって約26%のアーキタイムが削減でき、納期短縮に役立つ。

おわりに、モックアップ試験にあたり、御指導と御協力を賜った株式会社日本製鋼所室蘭製作所各位に対し感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 宮野樺太男, 足立孝夫: 鉄と鋼, **56** (1970) 11, S 485
- 2) R. Bruscati: Weld. J., **49** (1970) 4, 148 S
- 3) I. Sejima, T. Godai, M. Kawahara, H. Nomura: "Developments and Applications of Narrow Gap Welding Process in Japan", IIW Com., Oporto (Portugal), Sept. (1981)
- 4) 中西睦夫, 勝本憲夫, 津村博康: 溶接学会論文集, **2** (1984) 1, 54
- 5) 服部直次, 山本茂昭, 芳野文人: 圧力技術, **17** (1979) 6, 302
- 6) R. G. Baker, J. Nutting: J.I.S.I., **192** (1959) 7, 257
- 7) 中野昭三郎, 安田功一, 西山 昇, 坪井潤一郎, 佐藤功輝, 岡田敏男, 坂本 昇: 川崎製鉄技報, **12** (1980) 1, 164
- 8) Y. Hirai, M. Tokuhisa, K. Akahide, T. Ukebe, I. Yamashita, S. Hirose, K. Hirai, H. Suzuki, H. Katakai: "Application of Narrow Gap Submerged Arc Welding Process to Fabrication of 2 $\frac{1}{4}$ %Cr-1%Mo Forged Steel Heat Exchangers", IIW Com., Oporto (Portugal), Sept. (1981)