(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第3545193号

(P3545193)

(45)発行日　平成16年7月21日(2004.7.21)　(24)登録日　平成16年4月16日(2004.4.16)

(51)Int.Cl.[7]	F I		
B23K 35/30	B23K	35/30	32OF
B23K 9/095	B23K	9/095	501A
B23K 9/23	B23K	9/23	A

請求項の数 2　(全 14 頁)

(21)出願番号　特願平10-43509
(22)出願日　平成10年2月25日(1998.2.25)
(65)公開番号　特開平11-239892
(43)公開日　平成11年9月7日(1999.9.7)
審査請求日　平成14年12月27日(2002.12.27)

(73)特許権者　302040135
日鐵住金溶接工業株式会社
東京都中央区日本橋小網町８番３号
(74)代理人　100074790
弁理士　椎名　彊
(74)代理人　100097995
弁理士　松本　悦一
(72)発明者　小山　汎司
東京都中央区築地三丁目５番４号　日鐵溶接工業株式会社　研究所内
(72)発明者　千葉　利彦
東京都中央区築地三丁目５番４号　日鐵溶接工業株式会社　研究所内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】炭酸ガスシールドアーク溶接用ソリッドワイヤおよびその溶接方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

重量％で、

Ｃ：≦０．０６％、

Ｓｉ：０．６～１．５％、

Ｍｎ：１．７～２．５％、

Ｐ：≦０．０１５％、

Ｓ：≦０．０１０％、

Ｍｏ：≦０．１０％、

Ｔｉ：０．２０～０．４０％を含有し、

Ａｌ：０．００５～０．０５０％、

Ｚｒ：０．００５～０．０５０％の１種以上を合計で０．００５～０．０５０％、

Ｂ：０．００３０～０．０１２％であり、さらに、

Ｖ：≦０．０５％および、

Ｎｂ：≦０．０５％の１種以上合計で≦０．０５％に抑制し、

Ｎ：≦０．００３０％、

Ｏ：≧０．００６０％、

であることを特徴とする炭酸ガスシールドアーク溶接用ソリッドワイヤ。

【請求項２】

高張力鋼を溶接入熱１５～４０ｋｊ／ｃｍ、パス間温度１００～４５０℃の溶接条件によ

り、請求項１記載のソリッドワイヤを使用して溶接を行うことにより、安定かつ高靱性および高ＣＯＤ特性に優れた溶接金属が得られることを特徴とする炭酸ガスシールドアーク溶接方法。

【発明の詳細な説明】

【０００１】

【発明の属する技術分野】

本発明は、４９０Ｎ／ｍｍ^2　級高張力鋼に使用する炭酸ガス溶接用ソリッドワイヤに関し、詳しくは高入熱、高パス間温度条件で使用される溶接金属の高靱性、高ＣＯＤが得られる炭酸ガスシールドアーク溶接用ソリッドワイヤおよびその溶接方法に関するものである。

【０００２】

【従来の技術】

近年、建築鉄骨の溶接においてはガスシールドアーク溶接が適用され、高能率化が図られている。しかし、高能率化により使用される溶接条件はより高電流、高入熱、高パス間温度側に移行しつつあるのが現状である。このような高入熱・高パス間温度条件の溶接金属の問題点の１つとして、衝撃靱性の低下が挙げられる。しかしながら、要求される溶接金属の靱性特性は高度化する傾向にある。また、衝撃靱性に加えてＣＯＤ特性の要求が付与される趨勢にあり、優れた高靱性に加えて高ＣＯＤ特性にも優れた溶接金属が得られる溶接材料の要望が極めて強い。従来から靱性向上手段の一つとして、Ｔｉ－Ｂ系溶接材料の検討が行われ、いくつかの提案が成されている。

【０００３】

例えば特開昭５４－４０２５０号公報には、パラメータ（Ｐａ＝Ｔｉ×Ｂ×１０^4　）を１～２５に限定した高能率ガスシールドアーク溶接用ワイヤの提案がある。この技術は主にＡｒ－CO_2　混合ガスシールド溶接を対象として、溶接入熱量が最大４０ｋＪ／ｃｍ程度における１ラン溶接での低温靱性向上を目的としたもので、本発明のように炭酸ガスシールドアーク溶接を対象としていない。

また、特開昭６３－１５７７９５号公報も６０キロ級鋼以上のＡｒ－CO_2　等の混合ガス溶接におけるＰＷＨＴ後の低温靱性改善を目的としており、Ｔｉ（０．０１～０．１０％）－Ｂ（０．００１～０．０１０％）系に最大６％までのＮｉを添加した構成により低温靱性を向上させる技術であるが、本発明の炭酸ガスシールド溶接においての高靱性、ＣＯＤ特性改善は望めない。

【０００４】

さらに、特開昭５５－１４９７９７号公報に開示の技術は靱性改善を目的としているが、高パス間温度条件は対象としていないので、本発明が対象とする溶接条件での靱性向上は期待できない。また、特公平４－２０７２０号公報で開示の技術は、炭酸ガスシールドアーク溶接の高入熱条件での靱性向上を目的としているが、高パス間温度条件やＣＯＤ特性については検討されていないため、本発明の効果は期待出来ない。

前述のように、溶接金属の高靱化手法としてＴｉ－Ｂ系溶接ワイヤが提案されているが、本発明の意図する、高入熱－高パス間温度条件ではこのような単なるＴｉ－Ｂ化だけでは、高靱化は計れても高ＣＯＤ特性をも同時に満足することは出来ない。

【０００５】

すなわち、建築鉄骨等の溶接の溶接姿勢は、下向（含む水平姿勢）から横向姿勢までの溶接姿勢が多く、溶接入熱においても、下向継手では高電流の４０ｋＪ／ｃｍを超える高入熱でかつ高パス間温度条件（３５０℃を超える：以下、高入熱条件という）が取られる。また横向継手溶接においては、溶接電流、パス間温度も比較的低く、入熱も１５～２０ｋＪ／ｃｍの比較的低入熱溶接が行われている（以下、低入熱条件という）。従って、溶接部の冷却速度は適用溶接姿勢によって大きく異なっており、同一のワイヤで溶接した場合は得られる継手溶接金属の強度も溶接姿勢によって異なる。

【０００６】

表１は従来のワイヤにより、高入熱条件と低入熱条件による溶接金属の特性変化を調査し

た場合を示したものである。表１の結果から明らかなように、従来ワイヤでは、低入熱条件では強度も適当かつ高靱性が得られるが、高入熱条件では強度、靱性共に低下する。また、高入熱条件で適当な強度が得られるワイヤを使用すると、低入熱条件では強度過剰となる。また衝撃靱性も高入熱条件では低下する。

【０００７】

【表１】

表　　1

溶接姿勢	溶接入熱 kJ/cm	パス間温度 ℃	引張性能 0.2%耐力 N/mm²	引張性能 TS N/mm²	引張性能 伸び %	衝撃吸収エネルギー (J) vE 0℃	電流 A	電圧 V	速度 cpm	予熱温度 ℃
下向	45	150	405	530	35	60	450	42	25.2	150
横向	17	150	503	616	30	134	350	35	43.2	150

鋼板：SM490B:25mmt(0.15%C-0.35%Si-1.31%Mn)
開先:35°　レ開先、試験位置: 板厚中央
ワイヤ:JISZ3312　YGW11系:0.10%C-0.87%Si-1.48%Mn-0.19%Ti(1.4mm 径)

【０００８】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、このような状況のもとで、４９０Ｎ／ｍｍ^2　級高張力鋼の炭酸ガスシールドアーク溶接の低入熱溶接条件から高入熱溶接条件までの広い条件域の溶接を行って、適度な溶接金属強度と靱性に優れ、かつ高ＣＯＤ値が得られる強度、靱性のバランスに優れた炭酸ガスシールドアーク溶接用ソリッドワイヤおよびその製造方法を提供することにある。

【０００９】

【課題を解決するための手段】

本発明は、表１に示した横向姿勢で標準的に使用される低入熱条件から下向姿勢での標準的な高入熱条件の広範囲な溶接条件の溶接において、適当な継手溶接金属強度および良好な衝撃靱性、高ＣＯＤ特性、さらには歪時効が少ない溶接金属のソリッドワイヤ成分として、Ｓｉ，Ｍｎ，Ｔｉ，Ｂ，Ａｌ，Ｚｒの添加量範囲を規制し、さらにＣ，Ｐ，Ｓ，Ｍｏ，ＮおよびＶ，Ｎｂの添加範囲を抑制し、高電流域でのアーク安定性を向上する目的でＯ量の下限値を規制した点に特徴がある。

【００１０】

その発明の要旨とするところは、（１）重量％で、Ｃ：≦０．０６％、Ｓｉ：０．６～１．５％、Ｍｎ：１．７～２．５％、Ｐ：≦０．０１５％、Ｓ：≦０．０１０％、Ｍｏ：≦０．１０％、Ｔｉ：０．２０～０．４０％を含有し、Ａｌ：０．００５～０．０５０％、Ｚｒ：０．００５～０．０５０％の１種以上を合計で０．００５～０．０５０％、Ｂ：０．００３０～０．０１２％であり、さらにＶ：≦０．０５％および、Ｎｂ：≦０．０５％の１種以上合計で≦０．０５％に抑制し、Ｎ：≦０．００３０％、Ｏ：≧０．００６０％であることを特徴とする炭酸ガスシールドアーク溶接用ソリッドワイヤ。

（２）高張力鋼を溶接入熱１５～４０ｋＪ／ｃｍ、パス間温度１００～４５０℃の溶接条件により、前記（１）記載のソリッドワイヤを使用して溶接を行うことにより、安定かつ

高靱性および高ＣＯＤ特性に優れた溶接金属が得られることを特徴とする炭酸ガスシールドアーク溶接方法にある。

【００１１】

【発明の実施の形態】

以下、本発明について詳細に説明する。

本発明者らはすでに、低入熱条件から高入熱条件の広範囲な溶接条件の溶接において、適当な継手溶接金属強度および良好な衝撃靱性、高ＣＯＤ特性さらには歪時効が少ない鋼ワイヤ成分として、（１）高入熱条件において問題となるＮの影響を軽減して良好な衝撃靱性が得られる基本成分系を提案している。すなわち、Ｔｉ，Ｂ，Ａｌ，Ｚｒ量範囲の限定とＮ量を規制した。（２）また、高入熱条件の衝撃靱性をより効果的に確保することを目的に、Ｃ，Ｓｉ，Ｍｎ，Ｍｏ等の各元素の添加範囲を制限し、（３）ＣＯＤ特性向上、歪時効の軽減を目的にＣおよびＮ量のさらなる制限とＰ，Ｓ添加量を規制した点に特徴があるワイヤを提供している。

【００１２】

しかし、さらに検討を重ねた結果、ワイヤ中のＶ，Ｎｂが高入熱条件の衝撃靱性低下および低入熱条件におけるＣＯＤ特性の低下とその安定性に悪影響があることを突き止めて、本発明を構成した。すなわち、既に提案した前述の構成に若干の変更を加えて、ＶおよびＮｂの添加量を各々０．０５％以下、かつ双方の合計で０．０５％以下に抑制するものである。この構成に至った理由は、各種鋼板において横向き姿勢でのＣＯＤ特性を検討したところ、ＣＯＤ特性と衝撃靱性にバラツキが大きい現象が認められた。その理由について検討した結果、溶接金属中に含有する微量のＶ，Ｎｂが原因せることが判った。このＶ，Ｎｂは高入熱条件における強度低下を抑えるためにワイヤに極微量添加したものと、さらに鋼板中に含有していたものが加わったものである。

【００１３】

高入熱溶接条件における最大の課題は、溶接金属靱性の低下であるが、この靱性確保にＴｉ－Ｂ系は有効な手段である。しかしＴｉ－Ｂ量の添加量適正化によって高靱性は達成できるが、靱性のバラツキを少なくして安定な靱性確保にはＮ量の増加による弊害を軽減するＡｌおよびＺｒの適正添加が有効である。一方、低入熱条件における課題は溶接金属強度の増加と継手ルート部近傍の硬さ増加と不均一によるＣＯＤ値の低下である。強度増加の抑制とルート部の硬さを改善するには、Ｃ，Ｍｏの添加量制限が有効であり、高いＣＯＤ値要求の場合には、更なるこれら元素の添加量制限が必要である。しかし、Ｃ，Ｍｏ等の添加量制限は、高入熱溶接条件での溶接金属強度確保が問題となる。

【００１４】

このように、低入熱条件と高入熱溶接条件では、相反する性能上の課題があり、どちらの条件と性能を重視するかによって好ましいワイヤ成分範囲が異なる。そこで、両条件における性能のバランスを考慮してさらに検討した結果、Ｖ，Ｎｂの添加量を調整することにより、性能バランスが向上することが判った。表２に示すワイヤ（ワイヤ径：１．４ｍｍ）のうちから、ワイヤ記号Ｅ１，Ｆ７，Ｆ１２，Ｆ１３，Ｆ１５，Ｆ１６の６種類を用いて、表３の低入熱条件と高入熱溶接条件により継手溶接金属試験を実施して、表４の結果を得た。なお、鋼板はＳＮ４９０Ｂの３５ｍｍｔを用い、開先形状は図２、試験片採取位置は図３に示すものとした。表４から明らかなように、低入熱条件では強度が高くなりすぎて靱性が低い傾向にあり、高入熱条件では強度が低く靱性が低下する傾向を示す。

【００１５】

【表２】

表 2

ワイヤ記号	化学成分（%） C	Si	Mn	P	S	Mo	Ti	Al	Zr	B	V	Nb	N*	O*	区分
E 1	0.05	0.90	2.18	0.009	0.004	0.05	0.30	0.007	0.009	0.0040	<0.01	<0.01	20	115	本発明ワイヤ
E 2	0.04	0.82	2.23	0.008	0.005	0.04	0.36	0.010	0.011	0.0041	0.02	0.03	25	82	
E 3	0.06	0.78	1.92	0.007	0.007	0.07	0.33	0.022	0.010	0.0060	0.02	0.02	28	92	
E 4	0.06	0.95	2.31	0.010	0.003	0.05	0.38	0.015	0.008	0.0073	<0.01	0.02	20	129	
E 5	0.05	1.35	2.35	0.006	0.008	0.09	0.23	0.010	0.038	0.0108	0.03	<0.01	27	82	
F 1	0.11	0.81	2.13	0.009	0.006	0.09	0.25	0.007	0.048	0.0062	<0.01	0.02	32	91	比較ワイヤ
F 2	0.06	0.46	2.12	0.008	0.009	0.05	0.31	0.010	0.010	0.0067	0.01	0.03	23	74	
F 3	0.05	0.91	1.42	0.013	0.009	0.06	0.38	0.011	0.012	0.0083	0.02	0.01	26	71	
F 4	0.04	1.74	1.87	0.011	0.006	0.09	0.34	0.018	0.021	0.0063	0.01	<0.01	29	154	
F 5	0.05	1.01	2.71	0.010	0.010	0.08	0.31	0.010	0.008	0.0071	0.03	0.01	24	176	
F 6	0.05	1.11	2.01	0.011	0.014	0.05	0.32	0.009	0.009	0.0052	0.01	0.01	21	170	
F 7	0.06	0.92	2.15	0.010	0.006	0.17	0.32	0.009	0.008	0.0072	0.02	0.02	23	88	
F 8	0.05	0.87	1.92	0.009	0.007	0.07	0.14	0.009	0.023	0.0062	0.05	<0.01	30	73	
F 9	0.02	0.93	2.31	0.009	0.002	0.10	0.25	0.006	0.007	0.0022	0.03	0.01	29	63	
F10	0.03	1.12	1.95	0.010	0.007	0.05	0.35	0.020	0.010	0.0185	0.01	0.02	28	78	
F11	0.05	1.02	2.25	0.012	0.002	0.09	0.32	0.018	0.009	0.0063	0.02	0.01	23	41	
F12	0.05	0.89	2.01	0.005	0.004	0.14	0.29	0.009	0.009	0.0043	0.01	0.01	18	105	
F13	0.05	0.75	2.41	0.005	0.005	0.07	0.26	0.007	0.005	0.0032	0.07	<0.01	22	75	
F14	0.05	0.86	2.11	0.012	0.003	0.05	0.31	0.006	0.005	0.0045	0.04	0.05	25	98	
F15	0.06	0.91	2.15	0.010	0.004	0.03	0.30	0.005	0.023	0.0048	<0.01	0.06	21	77	
F16	0.04	0.88	2.11	0.005	0.004	0.04	0.28	0.008	0.009	0.0040	0.07	0.06	13	103	

【００１６】
【表３】

表 3

入熱区分	電流 A	電圧 V	速度 cpm	入熱 kJ/cm	予熱温度 ℃	パス間温度 ℃	シールドガス組成（流量）l/min	Ext mm	極性	溶接電源
高	450	42	28	40.5	250	350 ± 20	CO_2 (25)	20	DCEP ワイヤ（＋）	インバータ電源
低	350	33	39	17.8	100	150 ± 20				

【００１７】
【表４】

表　4

ワイヤ記号	溶接入熱区分	引張性能（中央部）			衝撃性能吸収エネルギー vE0℃(J)		平均硬さ Hv（10kg）	
		0.2%耐力 (N/mm²)	TS (N/mm²)	E1 (%)	中央部	ルート部	中央部	ルート部
E1	高入熱	393	510	33	132	120	170	175
	低入熱	541	649	25	153	112	213	220
F7	高入熱	425	566	34	102	95	188	193
	低入熱	623	733	22	53	32	238	254
F12	高入熱	394	525	33	104	83	172	189
	低入熱	533	666	27	113	105	220	225
F13	高入熱	452	563	33	94	55	187	205
	低入熱	620	728	23	83	43	243	247
F15	高入熱	457	575	29	83	54	192	213
	低入熱	573	716	22	70	52	235	255
F16	高入熱	477	601	29	51	25	201	223
	低入熱	635	748	28	30	15	248	262

【００１８】
図１は表４の結果からワイヤ中のＶ＋Ｎｂ量と衝撃靱性の関係を示したものである。Ｖ＋Ｎｂ量の増加に伴い衝撃靱性は低下するが、特にＶ＋Ｎｂ量が０．０５％を超えると著しく低下し、この傾向は低入熱条件のルート部で顕著である。これは、ＶおよびＮｂは炭・窒化物を形成し易い元素であり、ルート部では母材のＣ量の希釈により溶接金属のＣ量が他の部位より多く、またルート部はガスシールドが不十分となる傾向から若干の大気中からの窒素混入が起こりやすいために、溶接部が硬化することによると考えられ、冷却速度が大きく、硬さが高い低入熱条件では特に影響が大きい。これはルート部の平均硬さの推移からも推定される。また、Ｍｏ量が０．１０％を超える、ワイヤ記号Ｆ７やＦ１２では、Ｖ＋Ｎｂ量が同じレベルと比較して靱性低下が大きい。このように両条件で強度、靱性のバランスが良好なワイヤ成分の条件としては、Ｍｏ≦０．１０％，Ｖ≦０．０５％，Ｎｂ≦０．０５％、かつＶ＋Ｎｂ≦０．０５％であることが判る。

【００１９】
以下に、その他元素の作用効果について簡単に述べる。
高入熱条件において、高衝撃靱性を得るためには、Ｔｉ，Ｂの範囲が重量であり、Ｔｉは０．２０～０．４０％、Ｂは０．００３０～０．０１２％の範囲が必要である。また、Ｎは高電流、高パス間溶接条件のもとでは、０．００１０～０．００３０％程度の侵入が避けられず、０．００３０％を超えると衝撃靱性は急激に低下する。従って、ワイヤ中のＮの規制量として０．００３０％以下が必要である。また、Ｎが溶接金属として０．００３０％を僅かに超えるレベルであれば、適正なＡｌおよびＺｒの添加により衝撃靱性の低下が抑制できることが判った。Ａｌ，Ｚｒの適正添加量は各々０．００５０～０．０５０％であり、合計でも０．００５０～０．０５０％である。これを超える添加は、靱性が低下する。Ａｌ，Ｚｒの微量添加がＮによる衝撃靱性低下程度を軽減するのは、Ｎとの親和力

の強いＡｌ，ＺｒがＮの固溶を抑制する作用によるものと考えられる。

【００２０】

しかしながら、このようなＴｉ，Ｂ，Ｎ等を良好な成分範囲に調整しても、Ｓｉ，Ｍｎ量が適正でない場合には靱性が低値を示す。靱性向上に有効なＳｉ，Ｍｎ添加量について検討の結果、ワイヤＳｉ量と０．６％程度を境に衝撃靱性が急激に変化し、０．６％未満では低下する。これは、高入熱条件において、溶着金属中のＳｉ量低下により、酸素量が増加したためと考えられる。一方、ワイヤ中のＳｉ量が１．５％程度以上では、Ｓｉの過剰固溶により素地の硬化が著しく、衝撃靱性が急激に低下する。

【００２１】

Ｍｎの影響はＳｉとほぼ同様な理由により衝撃靱性に影響しており、その適正添加量は１．７～２．５％の範囲である。高入熱条件におけるＣ，Ｍｏの衝撃靱性に与えるＣ，Ｍｏの影響を検討した結果、Ｃの添加は、高入熱条件における継手強度を高めるには極めて有効であるが、一方、０．０６％を超えて添加した場合に衝撃靱性への悪影響が大きいことが判った。また、Ｍｏの添加は、溶接金属の強度確保に有効であり、さらに高入熱条件における、積層による前パス溶接金属の軟化を抑制して、全体の衝撃靱性向上する効果があるが、この効果も０．１０％を超える添加はむしろ衝撃靱性を低下させることが判った。

【００２２】

また、溶接電流が高い条件（４５０Ａ程度）ではアークが不安定になる現象が観察された。そこで、このアーク不安定現象を高速度ビデオカメラ等により詳細に観察した結果、高電流化により溶融プールが加熱されて振動が激しくなり、この振動が溶滴のスムースな移行を阻害して、スパッタ発生量の増加や官能検査によるアーク不安定の原因になっていることが判明した。そこで、アーク不安定、スパッタ増加抑制について検討した結果、ワイヤ中に酸素を添加することに効果があり、その添加量は０．００６０％以上で顕著である知見を得た。そこで、酸素添加手段について、ワイヤ溶解時に固溶した場合および製造時に酸化物として添加の場合について検討したがいずれの手段でも、アーク安定化に寄与し、酸素の存在形態によらずアーク安定化効果が得られることを確認した。

【００２３】

このように、ＳｉおよびＭｎ範囲の特定、Ｃ，Ｍｏ上限に規制、酸素の添加の構成によって、より高電流条件において、アーク安定化して衝撃靱性が向上することが達成される。これまでは、溶着金属の性能を中心に検討したが、実際の構造物では厚板が使用され、その溶接継手の開先形状はＫ型、Ｘ型などが多く用いられ、溶接は鋼板の両側から行われる。この場合、最初の溶接側（ＢＰ側）を終了した後、最終溶接側（ＦＰ側）を行う前に、ルート面を適当な形状に加工する方法（裏はつり）が行われる。ルート部は開先幅が狭いため、母材を最も多く溶融する箇所であり、また、狭隘のために積層厚が厚く、積層による再加熱が受け難く、継手のなかで最も硬化しやすく、また硬さのバラツキの大きい場所である。特に、高入熱（高電流）溶接条件においてはこの傾向が大きい。

【００２４】

Ｃは継手ルート部の硬さを平均的に硬化し、また溶接パス毎の変化が大きいため、衝撃靱性がある程度高くてもＣＯＤ値を低下せしむる。また、低入熱条件のＢＰ側がＦＰ側に比べて衝撃靱性が低下する現象（歪時効）が認められた。そこで、ワイヤ成分元素中微量微添加で硬さ、衝撃靱性に影響があるＣ，Ｎについて詳細に検討した結果、Ｃ≦０．０６％、Ｎ≦０．００３０％に抑制することが、ＣＯＤ特性向上および歪時効軽減に有効であることを見出した。また、ＰおよびＳについては、各々の添加量の制限に加えて、合計で０．０１５％以下が有効であるとの結果を得た。

【００２５】

以下に本発明に係わる溶接ワイヤの各成分元素の添加理由および限定理由について詳述する。

Ｖ：≦０．０５％

Ｖは、炭、窒化物を形成し、溶接金属の強度向上に有効な元素である。特に溶接金属の強度低下が著しい本発明の対象とする高入熱かつパス間温度の高い高入熱条件においては、

比較的微量添加で溶接金属の強度が確保できる効果がある。しかしながら反面、衝撃靱性の低下が著しい。また、低入熱条件においては、ＣＯＤ特性を著しく劣化させる。その悪影響は０．０５％を超える添加量で顕著となるため上限を０．０５％とした。

【００２６】

Ｎｂ：≦０．０５％

Ｎｂは、Ｖと同様に炭、窒化物を形成し、溶接金属の強度向上に有効な元素である。特に溶接金属の強度低下が著しい本発明の対象とする高入熱かつパス間温度の高い溶接条件においては、比較的微量添加で溶接金属の強度が確保できる効果がある。しかしながら反面、衝撃靱性の低下が著しい。また、低入熱条件においては、ＣＯＤ特性を著しく劣化させる。その悪影響は０．０５％を超える添加量で顕著となるため上限を０．０５％とした。

Ｖ＋Ｎｂ：≦０．０５％

低入熱条件でのＣＯＤ特性を確保するためには、Ｖ＋Ｎｂの合計量を０．０５％以下に抑制する必要がある。

【００２７】

Ｃ：≦０．０６％

Ｃは固溶強化により溶接金属強度の確保に必要な元素である反面、硬さの増加や歪み時効による靱性低下を起こし易いため、ワイヤとしてはこれを勘案して上限を制限している。高入熱・高パス間条件では、０．０６％を超える添加は強度を過剰にし、靱性の損なうために０．０６％以下に制限した。一方、横向き姿勢のルート部近傍は硬さの最も高い部位であり、この硬さの不均一にはＣ量の抑制が最も有効である。従って、横向き溶接金属のＣＯＤ値確保の観点からＣ量の上限値を０．０６％と定めた。

【００２８】

Ｓｉ：０．６～１．５％

Ｓｉは主要脱酸剤であり、溶接金属の酸素量を低下させ靱性向上に必要な元素である。特に高溶接電流域ではＳｉの消耗が大きいため、通常より高めの添加を必要とする。Ｓｉの歩留率は、例えば表１の横向溶接の場合は６０～７０％程度であるが、同表の下向溶接では５０％以下となる。溶接中のＳｉ量が低い場合には溶接金属酸素量が増加し、０．６％未満では脱酸不足となり急激に靱性が劣化する。一方、１．５％を超えると溶接金属素地が硬化して靱性への悪影響が顕著となる。

【００２９】

Ｍｎ：１．７～２．５％

ＭｎはＳｉと共に主要脱酸剤であると共に、溶接金属の強度確保およびオーステナイトを安定化させて靱性向上を図る目的で添加する。Ｓｉと同様に高電流条件での酸化消耗を考慮した添加が必要で、Ｓｉ量との兼ね合いもあるが、１．７％未満では靱性が確保できず、２．５％を超える添加量では過強度と低靱性化の傾向が顕著となる。

【００３０】

Ｔｉ：０．２０～０．４０％

Ｔｉは、溶接金属の組織を微細化して、靱性向上、ＣＯＤ値向上に是非とも必要な元素として添加する。靱性確保に必要な適正Ｔｉ量は、溶接金属の酸素レベルによって異り、通常の炭酸ガスシールドアーク溶接条件レベルでは０．１５～０．２０％程度が適正であるが、本発明が対象とする入熱、電流条件域では、０．２０％以上が必要である。しかし０．４０％を超えた添加では過剰にＳｏｌ．Ｔｉが固溶して硬化が著しくなり、靱性、ＣＯＤ値を著しく低下させる。

【００３１】

Ｂ：０．００３０～０．０１２％

ＢはＴｉとの共存により高靱性溶接金属を得る為に不可欠の元素である。従来技術として前述した、例えば特開昭５４－４０２５０号公報ではパラメータＰａ（$Ti \times B \times 10^4$）として１～２５を推奨している。しかし本発明が対象とする炭酸ガスシールド溶接の高入熱、高パス間温度使用条件下では、０．００３０％以上の添加が必須である。しかし０．０１２％超の添加では靱性向上効果より硬さ上昇による靱性低下の弊害に加えて、継

手溶接金属のルート部の高温割れ性の危険が高くなるため、上限を０．０１２％とした。
【００３２】
Ｍｏ：≦０．１０％
Ｍｏは変態温度を低下して組織を微細化して靱性向上に有効で、特に高入熱、高パス間温度条件での靱性向上に有効に作用し、靱性向上によるＣＯＤ値向上に寄与する。しかし過剰の添加は強度増加による靱性への効果が小さくなるため有効な範囲として０．３０％以下程度まで許容されるが、横向き姿勢等の低入熱条件では、ルート近傍の溶接金属の硬化が著しく、特に高ＣＯＤ特性が要求される場合には０．０１％超程度の抑制が必要であるが、通常の要求特性の場合は≦０．１０％の規制で十分である。
【００３３】
Ｐ：≦０．０１５％
Ｐは靱性に有害な元素であり、出来るだけ低く制限するのが好ましい。高入熱溶接条件では、０．０２０％以下に制限することが好ましい。特に、ＣＯＤ値が要求される場合には、０．０１５％以下の制限が必要である。
Ｓ：≦０．０１０％
ＳはＰと同様、靱性確保に対しては、０．０１５％以下が好ましく、ＣＯＤ特性を確保するためには、０．０１０％以下の制限が必要となる。
Ｎ：≦０．００３０％
Ｔｉ－Ｂ系により溶接金属の衝撃靱性を向上させるには、Ｎ量の低下が条件となるが、その限界量は０．０５０％以下までは満足できるが、厚板継手（Ｋ製，Ｔ型，Ｘ型開先）のＢＰ側の歪み時効による靱性低下を考慮した場合には、Ｎ量は０．００３０％以下が重要である。
【００３４】
Ａｌ：０．００５～０．０５０％，Ｚｒ：０．００５～０．０５０％の１種以上を合計で０．００５～０．０５０％
高電流・高入熱・高パス間温度条件のガスシールドアーク溶接においては、溶融プールが大きくなり、場合によっては十分なシールド性が得られず溶接金属に大気中の窒素が侵入する場合がある。シールド性が大きく損なわれ多量の窒素が侵入した場合にはピット等の気孔欠陥として検知でき、また気孔欠陥に至らずともある程度の侵入の場合もスパッタの増加やスラグ色調変化などの溶接現象変化によって知ることが可能である。しかし、０．００１０～０．００２０％程度の微量の侵入の場合には溶接現象への影響は無く溶接金属を切取って分析するしか知ることが出来ない。しかも、このような０．００１０～０．００２０％程度の極微量の窒素侵入によって溶接金属の衝撃靱性は著しく劣化する。このような微量の窒素侵入による靱性低下を抑制する目的でＡｌ，Ｚｒを添加する。この靱性低下について検討した結果、Ａｌ，Ｚｒの微量添加が有効であることを突き止めた。これはＡｌ，ＺｒがＮとの調和力が強く固溶Ｎを固定して歪み時効の影響を軽減するものと考えられる。その効果は、０．００５％以上の添加から表れるが、０．０５０％を超える添加は靱性をむしろ低下させる。
【００３５】
Ｏ：≧０．００６０％
本発明での酸素は他の元素と異なる目的および効果で添加する。高入熱・高パス間温度の溶接では溶融プールは大きくかつ高温になるため、炭酸ガスシールドアーク溶接での溶滴移行状態が通常の溶接に比べて劣化することが判明した。すなわち、溶滴は大粒化し、スパッタ発生量も増加し溶接作業性が劣化する。この作業性の向上について検討した結果、酸素が寄与することが判った。この酸素の作業性向上効果は０．００６０％程度以上の添加で顕著になる。酸素の形態には特に制限が無く、溶解時に添加した場合、ワイヤ表面に潤滑剤や油脂とし塗布した場合あるいは素地に粒界酸化層や表面酸化物として表面の化成処理によって付与しても良い。酸素量の上限についても特にないが、０．０５０％程度以下がワイヤ送給性や製造コストの点で推奨される。
【００３６】

【実施例】
（実施例１）
表２に示す化学成分の溶鋼を真空溶解し、鍛造・圧延・めっき・巻取りの各工程を経てワイヤ径１．４ｍｍの鋼ワイヤを製作した。このワイヤを用い、表５の溶接条件で溶着金属試験（試験鋼板：ＳＮ４９０Ｂ　２０ｍｍｔ、開先形状，試験片採取位置はＪＩＳ　Ｚ３３１２に準拠）を行った。この試験板を引張試験、衝撃試験、溶接作業性の各種試験を実施して評価した結果を表６に示す。試験結果の評価は、引張強さ（ＴＳ）を４９０Ｎ／ｍｍ^2　以上を合格とし、衝撃吸収エネルギーは１００Ｊ以上を、溶接作業性はワイヤが円滑に送給されてアークが安定しているものを合格とした。また、硬さ評価はビッカース硬さ試験機で行い、溶接金属の板厚中央部の１０点（荷重１０ｋｇ）の平均値で示した。

【００３７】
【表５】

表　5

電流 A	電圧 V	速度 cpm	入　熱 kJ/cm	予熱 温度 ℃	パス間 温度 ℃	シールドガス 組成（流量） l/min	Ext mm	極 性	溶接 電源
450	42	28	40.5	250	350 ± 20	CO_2(25)	20	ＤＣＥＰ ワイヤ （＋）	インバータ電源

【００３８】
【表６】

表 6

ワイヤ記号	引張性能 0.2％耐力 MPa	引張性能 TS MPa	引張性能 El %	衝撃性能 吸収エネルギー温度 0℃ J	ビッカース平均硬さ 荷重 10kg	溶接作業性	評価	区分
E 1	387	502	34	145	167	良好	○	本発明ワイヤ
E 2	411	546	34	119	182	良好	○	
E 3	408	542	33	114	179	良好	○	
E 4	445	583	31	105	195	良好	○	
E 5	475	496	35	135	165	良好	○	
F 1	410	538	29	87	180	良好	○	
F 2	368	485	36	72	161	良好	×	比較ワイヤ
F 3	330	446	37	75	145	良好	×	
F 4	448	561	29	70	195	良好	×	
F 5	483	583	27	65	199	良好	×	
F 6	370	495	30	87	165	良好	×	
F 7	421	530	29	91	177	良好	×	
F 8	335	446	36	43	145	良好	×	
F 9	357	472	35	40	153	良好	×	
F10	426	532	28	26	187	良好	×	
F11	——	——	——	——	——	不安定	×	
F12	423	495	27	93	165	良好	×	
F13	450	566	28	52	188	良好	×	
F14	501	587	25	61	199	良好	×	
F15	474	554	24	49	187	良好	×	
F16	501	597	22	31	201	良好	×	

—— は試験なし

【００３９】

ワイヤＦ１は、Ｃ、Ａｌ＋ＺｒおよびＮが本発明の上限を超えているため衝撃吸収エネルギーが低い。ワイヤＦ２は、Ｓｉが限定未満であり、強度、靱性ともに要求レベルに至らなく、またピット発生が認められた。ワイヤＦ３は、Ｍｎが限定未満であり、強度、靱性ともに要求レベルに至らない。ワイヤＦ４は、Ｓｉが上限を超えており靱性が低い。ワイヤＦ５は、Ｍｎが上限を超えており靱性が低い。ワイヤＦ６は、Ｓが上限を超えており靱性が低い。ワイヤＦ７およびワイヤＦ１２は、Ｍｏが規定上限を超えたため靱性が低い。ワイヤＦ８は、Ｔｉが規定未満のため強度、靱性共に低い。ワイヤＦ９は、Ｂが発明の範囲未満で強度、靱性が不足である。

【００４０】

ワイヤＦ１０は、Ｂが過剰で靱性が極めて悪化する。ワイヤＦ１１は、Ｏが規定未満で溶接作業性が劣化した。ワイヤＦ１３は、Ｖが規定値を超えており靱性が低い。ワイヤＦ１４は、Ｖ＋Ｎｂが規定値を超えており靱性が低下した。ワイヤＦ１５は、Ｎｂが規定値を超えており靱性が低い。ワイヤＦ１６は、Ｖ＋Ｎｂが大幅に規定値を超えており、強度も高く、靱性も著しく劣化した。

一方、本発明ワイヤＥ１～Ｅ５は、いずれも強度、衝撃靱性、溶接作業性ともに良好な結果であった。

【００４１】

（実施例２）

表２の内からワイヤ記号Ｅ１を用いて、表７の溶接条件で溶着金属試験を行い、表８の結果を得た。なお、鋼板は実施例１と同じものを用い、開先形状および試験片採取位置はＪＩＳ　Ｚ３３１２に準拠して行った。表８に示すように、本発明のワイヤによれば、入熱２０ｋＪ／ｃｍ程度の低入熱条件から入熱４０ｋＪ／ｃｍ－パス間４５０℃程度までの高入熱条件まで健全で、良好な強度、靱性、ＣＯＤが得られる溶接が可能である。

【００４２】

【表７】

表　7

溶接姿勢	条件記号	電流 A	電圧 V	速度 cpm	入熱 kJ/cm	予熱温度 ℃	パス間温度 ℃	CR_{540} ※ ℃/sec	シールドガス組成（流量）(l/min)	Ext mm	極性	溶接電源
下向	Q1	300	32	48	12.0	RT	100 ± 20	37.5	CO_2(25)	20	DCEP ワイヤ(+)	インバータ電源
	Q2	350	35	35	21.0	250	250 ± 20	3.51				
	Q3	400	38	30	30.4	250	250 ± 21	1.67				
	Q4	400	38	23	39.7	250	350 ± 30	0.28				
	Q5	400	38	23	39.7	250	400 ± 50	0.11				
	Q6	450	42	23	49.3	250	400 ± 51	0.072				

※：５４０℃における冷却速度

【００４３】

【表８】

表　　8

条件記号	溶接入熱 kj/cm	パス間温度 ℃	冷却速度 (CR_{540}) ℃/sec	引張性能 0.2%耐力 N/mm²	引張性能 TS N/mm²	引張性能 El %	衝撃性能吸収エネルギー vE0℃ J	X線透過試験	評価
Q1	12.0	100	37.5	538	632	29	91	無欠陥　1級	×
Q2	21.0	250	3.51	426	532	32	132	無欠陥　1級	○
Q3	30.4	250	1.67	401	511	34	135	無欠陥　1級	○
Q4	39.7	350	0.28	387	497	35	153	無欠陥　1級	○
Q5	39.7	400	0.11	371	491	36	165	無欠陥　1級	○
Q6	49.3	400	0.072	355	475	37	85	無欠陥　1級	×

【００４４】

【発明の効果】

以上のように、本発明のワイヤにおいては、低入熱から高入熱・高パス間条件の炭酸ガスシールドアーク溶接において、良好な強度特性、衝撃靱性向上、ＣＯＤ特性向上および厚板における歪時効が少ない溶接金属が可能となる。

【図面の簡単な説明】

【図１】ワイヤのＶ＋Ｎｂ量と継手溶接金属の衝撃靱性との関係を示す図、

【図２】継手試験の開先形状を示す図（θ：３５°、ｔ＝３５ｍｍ、Ｇ＝５ｍｍ、Ｒｆ＝５ｍｍ）、

【図３】継手試験の試験片採取位置を示す図であり、

（ａ）は溶接後のビード断面図、（ｂ）は継手試験の試験片採取位置を示す図である。

【符号の説明】

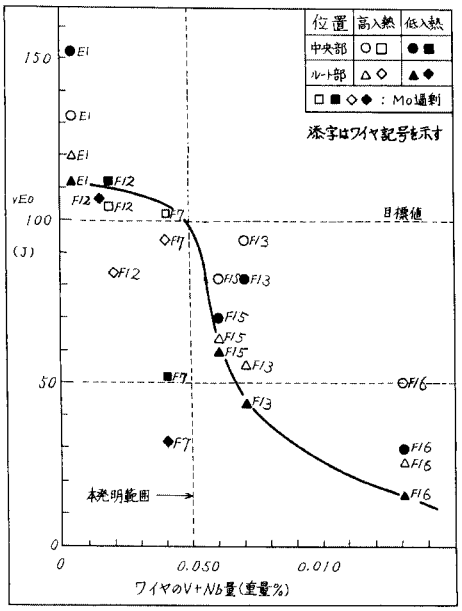
１、２　被溶接鋼板

３　溶接金属

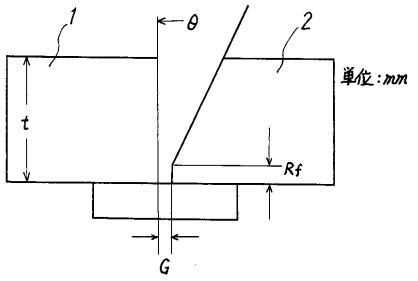
４　衝撃試験片

５　引張試験片

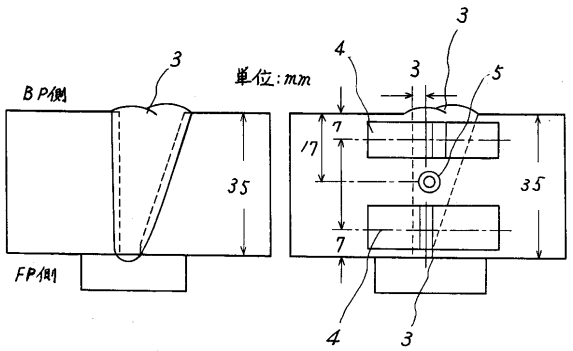
【図１】



【図２】



【図３】



フロントページの続き

(72)発明者　青木　俊雄
東京都中央区築地三丁目５番４号　日鐵溶接工業株式会社　研究所内

審査官　鈴木　毅

(56)参考文献　特開昭５９－１２０３９５（ＪＰ，Ａ）
特開平０２－２６３５９３（ＪＰ，Ａ）
特開平０７－２８４９８７（ＪＰ，Ａ）
特開昭５５－０６４９９２（ＪＰ，Ａ）
特開昭５６－０７７３３４（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.[7]，ＤＢ名)
B23K 35/30