



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200610132051.5

[45] 授权公告日 2009年7月29日

[11] 授权公告号 CN 100519049C

[22] 申请日 2006.10.23

[21] 申请号 200610132051.5

[30] 优先权

[32] 2005.11.7 [33] JP [31] 2005-322795

[73] 专利权人 株式会社神户制钢所

地址 日本兵库县

[72] 发明人 日高武史 冈崎喜臣 石田齐
末永和之

[56] 参考文献

CN1557603A 2004.12.29

CN1273897A 2000.11.22

CN1385279A 2002.12.18

CN1611321A 2005.5.4

CN1209376A 1999.3.3

JP 特开平 8-267273A 0199.10.15

CN1433869A 2003.8.6

JP55-109592A 1980.8.23

审查员 陆 帅

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公
司

代理人 陈 平

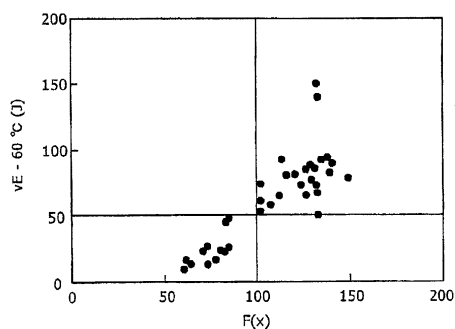
权利要求书 1 页 说明书 13 页 附图 1 页

[54] 发明名称

用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯
焊丝

[57] 摘要

用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝包含 0.04 至 0.11 质量%的 C、0.40 至 0.75 质量%的 Si、1.30 至 2.50 质量%的 Mn、0.10 至 2.50 质量%的 Ni、0.10 至 1.00 质量%的 Cr、0.10 至 1.00 质量%的 Mo、0.06 至 0.30 质量%的 Ti、不小于 90 质量%的 Fe 和不大于 0.0150 质量%的 N。这些元素的含量满足下式： $F(x) = -576.9 [C] + 34.1 [Si] + 80.1 [Mn] + 1.5 [Ni] - 22.8 [Cr] - 6.8 [Mo] - 83.1 [Ti] \geq 100$ 。具有高于 620MPa 的试验应力的粉芯焊丝将在约 -60℃ 的极低温度的良好的抗裂性和良好的低温韧性赋予焊接金属，并且还具有良好的焊接可操作性。



1. 一种用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝,其包含基于焊丝总量的:

C: 0.04 至 0.11 质量%,

Si: 0.40 至 0.75 质量%,

Mn: 1.30 至 2.50 质量%,

Ni: 0.10 至 2.50 质量%,

Cr: 0.10 至 1.00 质量%,

Mo: 0.10 至 1.00 质量%,

Ti: 0.06 至 0.30 质量%,

Fe: 不小于 90 质量%,

N: 不大于 0.0150 质量%,

其中由[C]、[Si]、[Mn]、[Ni]、[Cr]、[Mo]和[Ti]分别表示的 C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo 和 Ti 的各种含量满足下式:

$$F(x) = -576.9[C] + 34.1[Si] + 80.1[Mn] + 1.5[Ni] - 22.8[Cr] - 6.8[Mo] - 83.1[Ti] \geq 100。$$

用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝

技术领域

本发明涉及用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝，更具体而言，本发明涉及用于具有大于 620MPa 的试验应力的钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝。

背景技术

近来，钢建筑物因为它们变得比以前更大而要求减轻重量，高抗拉强度钢的使用满足了这种要求。对于适合低温韧性的焊接材料的需求在日益增加，所述低温韧性是在海工建筑物和压力容器的领域中必需的。这种焊接材料被设计成用于保护电弧焊和埋弧焊。然而，这些焊接方法仍然存在效率、可操作性、焊接位置等问题。这种情况已经导致需要满足高效率、低温韧性和良好的可操作性的需求的粉芯焊丝。

迄今为止已经研制了各种类型的粉心焊丝。其中之一是日本专利公开号 H9-253886 中公开的用于高抗拉强度钢(具有 690MPa 的抗拉强度)的气体保护电弧焊的粉芯焊丝。所述粉芯焊丝包含具有指定量的 TiO_2 、金属氟化物、镁和其它合金组分，所以在长时间的 PWHT(焊后热处理)后不但提供良好的焊接可操作性而且提供良好的高温强度和低温韧性。

在日本专利公开号 H3-47695 中公开了另一种用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝。所述粉芯焊丝含有主要由 TiO_2 、 MgO 和 MnO 组成的二氧化钛型焊剂，其中 TiO_2/MgO 比率和合金组分的含量被适当地规定，使其提供良好的焊接可操作性和韧性。

在日本专利公开号 H8-174275 公开了又一种用于高抗拉强度钢(具有大于 680 N/mm^2 的抗拉强度)的气体保护电弧焊的粉芯焊丝。由于它具有适当含量的合金组分和 Ta，尽管热量输入范围宽，但其允许有效率地操作

并且提供与基体金属相当的良好韧性和高强度。

发明内容

根据在-30至-40℃的夏氏冲击值测试所有上述专利文件中公开的焊丝的低温韧性。这种测试温度并不适于经受极低温度的海工建筑物和其它建筑物。在更低温度比方说-60℃的测试是必不可少的。在上述专利文件中均没有提到低温(约-60℃)韧性。

在日本专利公开号 H9-253886 和 H3-47695 中公开的焊丝包含大量造渣剂以致在焊接时产生大量熔渣。这需要清除熔渣的额外步骤,从而降低了焊接效率。尽管 Ti 是在焊接时产生熔渣的一种组分并且对焊接效率起着重要作用,但是日本专利公开号 H8-174275 规定了用于提高焊接效率的金属粉末的量,而没有规定 Ti 含量。

迄今为止,没有人成功研制这样的用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝,所述粉芯焊丝在非常低的温度下具有良好的韧性和抗裂性,并且还可以提高焊接可操作性。

本发明是考虑到前述而完成的。本发明的一个目的是提供新的用于具有大于 620MPa 的试验应力的钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝。所述粉芯焊丝将在极低温度比方说约-60℃下的良好抗裂性和良好低温韧性赋予焊接金属,并且还具有优异的焊接可操作性。

本发明涉及用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝,所述粉芯焊丝包含基于焊丝总量的:

C: 0.04 至 0.11 质量%,

Si: 0.40 至 0.75 质量%,

Mn: 1.30 至 2.50 质量%,

Ni: 0.10 至 2.50 质量%,

Cr: 0.10 至 1.00 质量%,

Mo: 0.10 至 1.00 质量%,

Ti: 0.06 至 0.30 质量%,

Fe: 不小于 90 质量%,

N: 不大于 0.0150 质量%,

在[C]、[Si]、[Mn]、[Ni]、[Cr]、[Mo]和[Ti]分别表示 C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo 和 Ti 的各自含量的情况下，表示包层和粉芯中总量的以质量%计的每种组分含量满足下式：

$$F(x) = -576.9[C] + 34.1[Si] + 80.1[Mn] + 1.5[Ni] - 22.8[Cr] - 6.8[Mo] - 83.1[Ti] \geq 100。$$

前述含量表示组成加入焊丝的化合物的规定元素的量。例如，从加入焊丝的 SiO₂(等)的量计算 Si 含量。

<本发明的效果>

根据本发明，用于高抗拉强度钢的气体保护电弧焊的粉芯焊丝将甚至在极低温度比方说约-60℃下也优异的低温韧性和抗裂性赋予焊接金属。所述粉芯焊丝还具有优良的焊接可操作性和工作效率。

附图说明

图1是显示F(x)值和和在-60℃的夏氏冲击值(vE -60℃(J))之间关系的图。

具体实施方式

以下将更详细地描述本发明。为解决上述问题，本发明的发明人研究了有效提高低温韧性的粉芯焊丝的合金组分。作为结果，他们发现焊丝中的合金组分的量和焊接金属的低温韧性之间存在关系。显然，焊接金属的低温韧性取决于合金组分的共同作用。研究了单个合金组分对低温韧性的影响并将其经验性地公式化。结果如下所示。

换句话说，焊丝中的合金组分的量和焊接金属的低温韧性之间的关系由下式表示。

$$F(x) = -576.9[C] + 34.1[Si] + 80.1[Mn] + 1.5[Ni] - 22.8[Cr] - 6.8[Mo] - 83.1[Ti] \geq 100$$

其中[C]、[Si]、[Mn]、[Ni]、[Cr]、[Mo]和[Ti]分别表示焊丝中 C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo 和 Ti 的含量。只有 F(x)值不小于 100，焊丝才将在极低温度比方说约-60℃下优异的低温韧性赋予焊接金属。

当在焊丝中增加 C、Cr、Ti 和 Mo 含量(特别是 C 和 Ti 的含量)时，由

高抗拉强度钢(具有高于 620MPa 的试验应力)焊接形成的焊接金属的韧性趋向于降低。

Ti 含量的增加导致焊接金属中固溶体 Ti 含量的增加,从而导致在再热部分(或通过后续途径加热的焊接金属部分)中 TiC 的析出。TiC 的析出加剧了成核能力,从而使得层(course)板条状贝氏体占优势,这导致韧性的明显降低。增加 C 含量产生岛状马氏体从而降低韧性。

相反, Si、Mn 和 Ni 趋向于增加韧性。特别是, Si 和 Mn 降低焊接金属中的氧含量,从而对韧性有贡献。

只有焊丝包含在根据上述发现的合适量中适当选择的合金组分时,本发明才产生其效果。由于如下原因对合金组分进行选择并量化。如下给出的每种组分的含量以焊丝总量(质量%计)作为基础。根据本发明的粉芯焊丝由钢包层和其中的粉芯组成,并且包层和芯中的一个或两个包含任何如下组分。

C : 0.04 至 0.11 质量%

C 是对焊接金属的强度影响很大的组分。在小于 0.04 质量%的量的情况下,得不到大于 620MPa 的试验应力。因此, C 的量应该不小于 0.04 质量%,更优选不小于 0.06 质量%。在大于 0.11 质量%的量的情况下,使得焊接金属对冷裂非常敏感。因此, C 的量应该不大于 0.11 质量%,更优选不大于 0.10 质量%。

Si : 0.40 至 0.75 质量%

Si 起着脱氧剂的作用,即降低焊接金属的氧含量,并且保持焊接金属的强度。在小于 0.40 质量%的量的情况下,脱氧进行得不彻底,从而产生气泡和差的韧性。因此, Si 的量应该不小于 0.40 质量%,更优选不小于 0.50 质量%。在大于 0.75 质量%的量的情况下,产生与基体金属不相容的粘滞性焊接金属,从而降低焊接可操作性。因此, Si 的量应该不大于 0.75 质量%,更优选不大于 0.60 质量%。

Mn : 1.30 至 2.50 质量%

Mn 类似 Si 起着脱氧剂的作用。它还提高焊接金属的韧性。在小于 1.20 质量%的量的情况下,脱氧进行得不彻底,产生气泡和差的韧性。因此, Mn 的量应该不小于 1.30 质量%,更优选不小于 1.80 质量%。在大于 2.50

质量%的量的情况下，强度增加但是使得焊接金属对冷裂更敏感。因此，Mn 的量应该不大于 2.50 质量%，更优选不大于 2.10 质量%。

Ni: 0.10 至 2.50 质量%

Ni 是对焊接金属的强度和韧性影响很大的组分。在小于 0.10 质量%的量的情况下，对充分提高韧性没有帮助。因此，Ni 的量应该不小于 0.10 质量%，更优选不小于 0.50 质量%。在大于 2.50 质量%的量的情况下，易于导致热裂。因此，Ni 的量应该不大于 2.50 质量%，更优选不大于 2.00 质量%。

Cr: 0.10 至 1.00 质量%

Cr 总是对强度有贡献。在小于 0.10 质量%的量的情况下，得不到足够的强度。因此，Cr 的量应该不小于 0.10 质量%。在大于 1.00 质量%的量的情况下，强度增加很大，但降低韧性并导致冷裂。因此，Cr 的量应该不大于 1.00 质量%，更优选不大于 0.60 质量%。

Mo: 0.10 至 1.00 质量%

Mo 总是对强度有贡献，减小粒度并提高低温韧性。在小于 0.10 质量%的量的情况下，得不到足够的强度，也不产生晶粒细化的作用，从而导致低韧性。因此，Mo 的量应该不小于 0.10 质量%，更优选不小于 0.20 质量%。在大于 1.00 质量%的量的情况下，导致明显的硬化，从而降低韧性。因此，Mo 的量应该不大于 1.00 质量%，更优选不大于 0.60 质量%。

Ti: 0.06 至 0.30 质量%

Ti 减小粒度，但是在其过量存在时产生熔渣。在小于 0.06 质量%的量的情况下，不能根据需要减小粒度，从而导致差的低温韧性。因此，Ti 的量应该不小于 0.06 质量%，更优选不小于 0.10 质量%。在大于 0.30 质量%的量的情况下，产生熔渣，需要清除熔渣的额外步骤，从而降低生产效率。因此，Ti 的量应该不大于 0.30 质量%，更优选不大于 0.25 质量%。

顺带提到，应该优选以金属或合金(如 Fe-Ti)的形式添加 Ti。以氧化物形式添加的 Ti 产生大量熔渣，其清除需要额外步骤，从而降低生产效率。相反，以金属或合金形式添加的 Ti 产生极少溶渣，从而可以有效进行平焊或水平位置焊接。

N:不大于 0.015 质量%

在本发明中不主动加入 N。然而，粉芯焊丝包含一定含量的来自焊剂原料的 N。在大于 0.015 质量%的量的情况下，趋向于产生气泡。因此，N 的量应该不大于 0.015 质量%，更优选不大于 0.010 质量%。

根据本发明的粉芯焊丝的上述组分的余量主要由存在于钢包层和其中的焊剂中的 Fe 合金(如 Fe-Si、Fe-Mn、Fe-Cr、Fe-Mo 和 Fe-Ti)和来源于铁粉的 Fe 组成。Fe 占焊丝总量的高于 90 质量%，更优选高于 93 质量%。大于 90 质量%的 Fe 含量提供高的沉积率。此外，根据本发明的粉芯焊丝可以额外包含碱金属氟化物和氧化物、碱土金属氟化物和氧化物、B、Al、Mg 等。

合金元素的含量由下式规定。

$$F(x)=-576.9[C]+34.1[Si]+80.1[Mn]+1.5[Ni]-22.8[Cr]-6.8[Mo]-83.1[Ti]\geq 100$$

该式表示焊接金属的低温韧性对合金元素含量的依赖关系。它是通过对由数十个焊丝样品得到的焊接金属进行夏氏冲击测试(在-60°C)而统计得到的，每个焊丝样品包含如下规定的 C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo、Ti、Fe、N 和其它。

C: 0.03 至 0.15 质量%，

Si: 0.32 至 0.89 质量%，

Mn: 1.18 至 2.65 质量%，

Ni: 0.04 至 2.75 质量%，

Cr: 0.05 至 1.20 质量%，

Mo: 0.04 至 1.21 质量%，

Ti: 0.03 至 0.36 质量%，

Fe: 92.1 至 96.1 质量%，

N: 0.0010 至 0.0150 质量%，

其它: 0.10 至 3.25 质量%

(其它包括 B、Na、F、K、Li、Al、Ca、Mg、P 和 S)。

F(x)值与焊接金属的低温韧性成比例。在每种合金元素的含量之前的因数表示每种合金元素对焊接金属的低温韧性的影响程度。换句话说，该因数越大，合金元素对低温韧性的影响越大，反之亦然。负因数表示与其涉及的合金元素对低温韧性具有负面影响。在使用数十个焊丝样品的实验

中, 根据合金元素对与其量成比例的低温韧性提高的贡献的多少, 确定式 $F(x)$ 中的因数。

得到每个焊丝样品的 $F(x)$ 值, 将其作为在适当调整每种合金元素的量时得到的低温韧性的指数, 并且将由此得到的值对样品在 -60°C 的夏氏冲击值(简称为 $vE -60^{\circ}\text{C}$)作图。结果示于图 1 中。从图 1 中注意到, 在 $F(x)$ 和 $vE -60^{\circ}\text{C}$ 之间存在线性关系。在 $F(x) \geq 100$ 的区域中 $vE -60^{\circ}\text{C} \geq 50 \text{ J}$ 的值表明良好的低温韧性。从而证实 $F(x)$ 值可以准确预测用于高强度钢的气体保护电弧焊用粉芯焊丝的组成和由其形成的焊接金属的低温韧性之间的关系。

根据本发明的粉芯焊丝应该包含其量为 10 至 30% 的足够用于普通粉芯焊丝的焊剂。小于 10% 的量对于焊剂而言太少, 以至于本身不能供给必需的合金元素。从包层中添加合金元素导致原料成本的增加。此外, 和合金元素的结合提高包层强度, 从而降低焊丝的可拉丝性, 这对生产成本不利。相反, 含有大于 30% 的过量焊剂的焊丝的包层薄, 从而具有差的可拉丝性(频繁断裂), 这对生产成本不利。

实施例

参考如下实施例和比较例更详细地描述本发明。在这些实施例中的焊接是在下表 1 所示的条件下进行的。样品焊丝的组成和 $F(x)$ 值示于表 2 中。样品焊丝的包层的组成示于表 3 中。表 2 中所示的样品焊丝具有如表 4 所示的两种包层(A 和 B)中的任一种。包层(A 和 B)的组成示于表 3 中。在如表 1 所示的焊接条件下制备 HT780 钢的焊接金属。将焊接金属切割以制备分别用于根据 JIS Z3111 No.A1 和 No.A4 的拉伸测试和夏氏冲击测试的试样。下表 5 显示试验应力(在 0.2%)测试、夏氏冲击强度和焊接可操作性的结果。

如果由样品焊丝形成的焊接金属具有高于 620MPa 的试验应力和高于 50J 的夏氏冲击值(在 -60°C), 则认为样品焊丝令人满意。

在焊接后放置 96 小时之后将它们衬垫金属切除的情况下, 通过超声波探伤(根据 JIS Z3060)和磁粉探伤(根据 JIS G0565)测试样品的冷裂。在这种测试之后, 在 SEM 下观察断裂表面。在将其衬垫金属切除的情况下,

还通过超声波探伤(根据 JIS Z3060)和射线照相检查(根据 JIS Z3104)测试样品的热裂。在这种测试之后在 SEM 下观察断裂表面。顺带提到, 根据 JIS Z3111 进行拉伸测试和夏氏冲击测试以测试焊接金属。

如果使用样品焊丝的焊接效率明显不足, 则将焊接可操作性评价为“差”。

表 1 (焊接条件)

焊接电流 (A)	电弧电压 (V)	焊接速率 (mm/min)	预热和层间 温度(°C)	热量输入 (kJ/mm)
280	31	300	150	1.7
保护气体的组 成 (体积%)	保护气体 的流速 (L/min)	焊丝直径 (mm)	焊接位置	用于焊接的 钢板
Ar/CO ₂ = 80/20	25	1.2	俯焊	JIS G312 8SHY685
被焊接钢板的 厚度 (mm)	坡口形状	坡口间隙 (mm)	--	--
20	V, 45°	12	--	--

表 2 (焊丝的组分)

	编号	焊丝的组分 (质量%)										F(x)
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	Fe	N	其余	
实施例	1	0.04	0.54	1.80	1.20	0.50	0.20	0.20	94.15	0.0014	1.4	112
	2	0.11	0.56	2.10	1.40	0.10	0.50	0.21	94.73	0.0025	0.3	103
	3	0.07	0.42	1.82	1.66	0.22	0.48	0.10	94.34	0.0020	0.9	106
	4	0.07	0.74	1.81	1.20	0.19	0.49	0.22	94.25	0.0012	1.0	106
	5	0.05	0.74	1.34	2.49	0.11	0.11	0.06	94.22	0.0040	0.9	100
	6	0.10	0.51	2.48	1.04	0.23	0.48	0.10	94.78	0.0028	0.3	143
	7	0.08	0.51	1.90	0.14	0.20	0.45	0.10	94.22	0.0010	2.4	108
	8	0.08	0.50	1.88	2.51	0.32	0.28	0.11	93.11	0.0087	1.2	107
	9	0.08	0.49	2.01	0.82	0.13	0.55	0.25	93.57	0.0021	2.1	105
	10	0.06	0.66	2.05	1.80	1.00	0.33	0.25	93.22	0.0050	0.6	109
	11	0.08	0.52	1.95	1.55	0.20	0.12	0.29	94.44	0.0034	0.8	101
	12	0.08	0.61	1.88	1.15	0.21	1.01	0.12	94.55	0.0150	0.4	105
	13	0.09	0.48	1.88	1.34	0.35	0.43	0.06	93.94	0.0043	1.4	101
	14	0.08	0.46	2.20	1.93	0.20	0.42	0.31	94.12	0.0029	0.3	118
比较例	15	0.03	0.51	1.50	1.01	0.21	0.49	0.15	94.21	0.0024	1.9	101
	16	0.13	0.67	2.02	1.80	0.32	0.61	0.15	93.84	0.0057	0.5	86
	17	0.07	0.33	2.10	0.97	0.67	0.55	0.15	93.22	0.0068	1.9	109
	18	0.08	0.82	1.84	1.49	0.19	0.42	0.11	93.16	0.0020	1.9	115
	19	0.08	0.50	1.21	1.04	0.25	0.48	0.12	93.22	0.0015	3.1	50
	20	0.07	0.55	2.54	1.45	0.67	0.76	0.25	93.25	0.0028	0.5	143
	21	0.09	0.42	1.80	0.05	0.29	0.59	0.22	95.00	0.0020	1.5	75
	22	0.08	0.49	1.99	2.62	0.32	0.28	0.18	93.87	0.0054	0.2	110
	23	0.07	0.72	1.58	1.11	0.07	0.21	0.14	95.11	0.0025	1.0	101
	24	0.09	0.65	1.71	1.04	1.10	0.73	0.25	94.02	0.0058	0.4	58
	25	0.07	0.44	1.61	0.89	0.47	0.09	0.14	95.22	0.0101	1.1	82
	26	0.09	0.62	1.90	0.87	0.58	1.11	0.25	94.12	0.0040	0.5	81
	27	0.09	0.43	1.85	1.10	0.50	0.82	0.04	94.57	0.0042	0.6	90
	28	0.07	0.45	2.10	2.10	0.22	0.14	0.37	94.10	0.0050	0.4	110
	29	0.08	0.43	1.55	1.85	0.21	0.28	0.11	94.98	0.0025	0.5	80
	30	0.07	0.45	1.50	2.10	0.22	0.25	0.15	95.01	0.0103	0.2	79
	31	0.09	0.53	1.80	1.81	0.22	0.34	0.22	94.45	0.0045	0.5	87
	32	0.08	0.55	1.74	2.20	0.25	0.32	0.21	93.38	0.0032	1.3	90
	33	0.10	0.70	2.40	1.20	0.50	0.40	0.10	89.00	0.0059	5.6	138
	34	0.11	0.74	1.35	0.80	0.13	0.32	0.11	94.20	0.0160	2.2	57

表 3

类型	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	Fe	N	其余
A	0.05	0.05	0.50	0.00	0.00	0.00	0.02	99.3	0.0020	0.1
B	0.03	0.02	0.70	0.50	0.10	0.10	0.00	98.4	0.0100	0.1

“其余”包含 P、S、Al、Nb 和 V。单位为质量%。

表 4

实施例		比较例	
编号	包层类型	编号	包层类型
1	A	15	A
2	A	16	A
3	A	17	A
4	A	18	A
5	A	19	A
6	A	20	A
7	A	21	A
8	B	22	A
9	A	23	A
10	A	24	A
11	A	25	B
12	B	26	A
13	A	27	A
14	A	28	A
--		29	A
--		30	B
--		31	A
--		32	A
--		33	A
--		34	B

表 5 (测试结果)

	编号	在 0.2%的 试验应力 (MPa)	vE -60°C (J)	焊接 可操作性	其它
实施 例	1	659	72	○	—
	2	791	67	○	—
	3	705	84	○	—
	4	745	88	○	—
	5	621	57	○	—
	6	792	111	○	—
	7	647	73	○	—
	8	766	75	○	—
	9	712	89	○	—
	10	925	81	○	—
	11	670	82	○	—
	12	861	81	○	—
	13	752	79	○	—
	14	766	77	○	—
比较 例	15	598	89	○	—
	16	942	48	○	冷裂
	17	801	58	气泡	—
	18	768	76	不相容	—
	19	662	41	气泡	—
	20	965	78	○	冷裂
	21	707	39	○	—
	22	786	55	○	热裂
	23	605	52	○	—
	24	1024	27	○	冷裂
	25	618	32	○	—
	26	990	35	○	—
	27	862	44	○	—
	28	700	59	过量熔渣	低效率
	29	663	35	○	—
	30	659	33	○	—
	31	743	24	○	—
	32	749	42	○	—
	33	876	63	过量熔渣	低效率
	34	686	32	气泡	—

如表 2 所示, 实施例 1 至 14 中的样品焊丝符合本发明, 比较例 15 至 32 中的样品焊丝在本发明的范围之外。

从表 5 注意到实施例 1 至 14 中的样品焊丝具有高于 620MPa 的试验应力(在 0.2%)和大于 50J 的 $vE_{-60^{\circ}C}$ 值, 这些是足够的强度和显著的低温韧性的指标, 并且它们还具有优异的焊接可操作性和抗裂性。

顺带提到, 表 5 包含“其它”一栏, 用以仅指在所有被测试的样品焊丝(样品 1 至 32)中遭受冷裂或热裂的那些样品焊丝。

相反, 注意到在比较例 15 (其中 C 含量小于 0.04 质量%)和比较例 23 (其中 Cr 含量小于 0.10 质量%)中的样品焊丝具有低于 620 MPa 的试验应力(在 0.2%), 这是强度不足的指标。还注意到在比较例 16 (其中 C 含量大于 0.11 质量%)和比较例 24 (其中 Cr 含量大于 1.00 质量%)中的样品焊丝具有过高的强度和降低的韧性并遭受冷裂。

注意到在比较例 17(其中 Si 含量小于 0.40 质量%)和比较例 19(其中 Mn 含量小于 1.30 质量%)中的样品焊丝由于脱氧不足而含有许多气泡。还注意到在比较例 18(其中 Si 含量大于 0.75 质量%)中的样品焊丝与基体金属不相容, 从而导致差的焊接可操作性。

注意到在比较例 20(其中 Mn 含量大于 2.50 质量%)中的样品焊丝具有过高的强度并遭受冷裂。

注意到在比较例 21(其中 Ni 含量小于 0.10 质量%)中的样品焊丝或比较例 27(其中 Ti 含量小于 0.06 质量%)中的样品焊丝由于晶粒细化不足而具有低韧性。相反, 注意到比较例 22(其中 Ni 含量大于 2.50 质量%)中的样品焊丝遭受热裂。

注意到比较例 25(其中 Mo 含量小于 0.10 质量%)中的样品焊丝由于晶粒细化不足而具有低强度(在 0.02%的试验应力小于 620 MPa)和低韧性。

注意到比较例 26(其中 Mo 含量大于 1.00 质量%)中的样品焊丝由于焊接金属极度硬化而具有低韧性。

注意到比较例 28(其中 Ti 含量大于 0.30 质量%)中的样品焊丝由于清除从中产生的大量熔渣需要长时间而具有差的焊接可操作性。

注意到比较例 29 至 32(其中 $F(x)$ 值小于 100)中的样品焊丝具有差的低温韧性(在 $-60^{\circ}C$ 的夏氏冲击值小于 50 J)。

注意到比较例 33(其中除 Fe 以外的元素的量大并且 Fe 的量小于 90 质量%)中的样品焊丝由于大量熔渣并且由于其中产生的沉积金属量的减少而具有差的焊接可操作性。

注意到比较例 34(其中 N 的量大于 0.015 质量%)中的样品焊丝含有气泡。

如上所述,在符合本发明的实施例 1 至 14 中的样品焊丝具有良好的低温韧性、焊接可操作性和抗裂性。

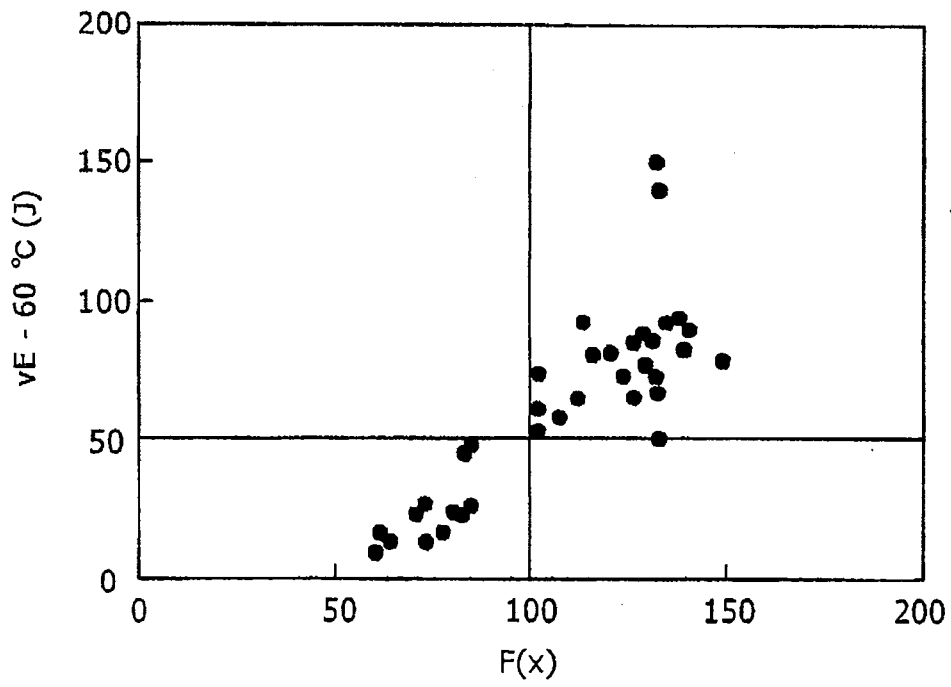


图 1