



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104508165 A

(43) 申请公布日 2015. 04. 08

(21) 申请号 201380039551. 2

(22) 申请日 2013. 06. 24

(30) 优先权数据

61/676, 738 2012. 07. 27 US

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2015. 01. 26

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/US2013/047384 2013. 06. 24

(87) PCT国际申请的公布数据

W02014/018206 EN 2014. 01. 30

(71) 申请人 埃克森美孚上游研究公司

地址 美国德克萨斯州

(72) 发明人 D·P·弗莱查尔德 M·L·马西亚

N·E·妮斯利 R·艾尔 H·W·吉恩

A·厄泽克奇恩

(74) 专利代理机构 北京纪凯知识产权代理有限公司 11245

代理人 赵蓉民 陆惠中

(51) Int. Cl.

C22C 38/00(2006. 01)

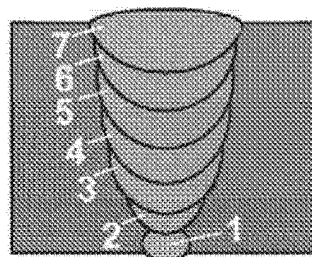
权利要求书3页 说明书21页 附图7页

(54) 发明名称

用于苛刻的结构应用的高强度钢焊接金属

(57) 摘要

提供焊接金属和焊接铁素体钢的方法。该焊接金属具有高强度和高延性撕裂强度并适用于基于应变的管道。该焊接金属由下列组成：介于0.03和0.08wt%之间的碳、介于2.0和3.5wt%之间的镍、不大于约2.0wt%的锰、不大于约0.80wt%的钼、不大于约0.70wt%的硅、不大于约0.03wt%的铝、不大于0.02wt%的钛、不大于0.04wt%的锆、介于100和225ppm之间的氧、不大于约100ppm的氮、不大于约100ppm的硫、不大于约100ppm的磷、和余量基本上为铁。利用具有脉冲电流波形控制的电源施加所述焊接金属，其中保护气中具有<5%的CO₂和<2%的氧气。



1. 铁素体钢基体金属的焊接金属,包括:

介于 0.03 和 0.08wt%之间的碳;

介于 2.0 和 3.5wt%之间的镍;

不大于约 2.0wt%的锰;

不大于约 0.80wt%的钼;

不大于约 0.70wt%的硅;

不大于约 0.03wt%的铝;

不大于 0.02wt%的钛;

不大于 0.04wt%的锆;

介于 100 和 225ppm 之间的氧;

不大于约 100ppm 的氮;

不大于约 100ppm 的硫;

不大于约 100ppm 的磷;和

余量为铁,

其中所述焊接金属包括 SBD-AFIM 微结构,所述焊接金属利用脉冲气体金属电弧焊法与先进脉冲波形电源来施加,并应用由包含少于 5%的 CO_2 和少于 2%的 O_2 组成的保护气,所述施加的焊接金属具有大于 90ksi 的拉伸强度和大于 0.75 的 SENT R- 曲线 Δ 值。

2. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述焊接金属包含小于 $4 \times 10^{-10} \text{m}^{-2}$ 的氧化物夹杂量。

3. 权利要求 2 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属显示在管道建设项目中常见的高度小于 3mm 的未熔合缺陷和少于 5%的每日焊接废品率。

4. 权利要求 1 所述的焊接金属,进一步包括以下中的至少一种:

不大于约 0.30wt%的铜,

不大于约 0.04wt%的钒,

不大于约 0.30wt%的铬,

不大于约 0.40wt%的钼,

不大于约 0.04wt%的铌,

不大于约 0.02wt%的钛,

不大于约 0.02wt%的锆,和

不大于约 20ppm 的硼。

5. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有大于 100ksi 的拉伸强度。

6. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有大于 110ksi 的拉伸强度。

7. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有大于 120ksi 的拉伸强度。

8. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有大于 1.0 的 SENT R- 曲线 Δ 值。

9. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有大于 1.25 的 SENT R- 曲

线 Δ 值。

10. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有大于 1.5 的 SENT R-曲线 Δ 值。

11. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有大于 2.0 的 SENT R-曲线 Δ 值。

12. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属在 -5°C 或更冷的温度下具有大于 100J 的沙尔皮 V 缺口能量。

13. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属在 -5°C 或更冷的温度下具有大于 125J 的沙尔皮 V 缺口能量。

14. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属在 -5°C 或更冷的温度下具有大于 150J 的沙尔皮 V 缺口能量。

15. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有 -5°C 或更冷的沙尔皮 V 缺口延性至脆性转变温度。

16. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有 -20°C 或更冷的沙尔皮 V 缺口延性至脆性转变温度。

17. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属具有 -40°C 或更冷的沙尔皮 V 缺口延性至脆性转变温度。

18. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属在 -5°C 下具有至少 0.10mm 的 CTOD。

19. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中所述施加的焊接金属在 -20°C 下具有至少 0.10mm 的 CTOD。

20. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中包含所述施加的焊接金属的环缝焊接管具有在加压管应变试验中测量的至少 0.5% 的整体应变变量,所述加压管应变试验包含至少大到 2mm 深和 25mm 长的环缝焊接缺陷。

21. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中包含所述施加的焊接金属的环缝焊接管具有在加压管应变试验中测量的至少 0.75% 的整体应变变量,所述加压管应变试验包含至少大到 2mm 深和 25mm 长的环缝焊接缺陷。

22. 权利要求 1 所述的焊接金属,其中包含所述施加的焊接金属的环缝焊接管具有在加压管应变试验中测量的至少 1.0% 的整体应变变量,所述加压管应变试验包含至少大到 2mm 深和 25mm 长的环缝焊接缺陷。

23. 焊接铁素体钢管道的方法,包括:

确定期望的 HSW 焊接金属的化学,包括介于 0.03 和 0.08wt% 之间的碳、介于 2.0 和 3.5wt% 之间的镍、不大于约 2.0wt% 的锰、不大于约 0.80wt% 的钼、不大于约 0.70wt% 的硅、不大于约 0.03wt% 的铝、不大于 0.02wt% 的钛,不大于 0.04wt% 的锆、介于 100 和 225ppm 之间的氧、不大于约 100ppm 的氮、不大于约 100ppm 的硫、不大于约 100ppm 的磷、和余量为铁;

根据利用稀释百分比、管道基体金属的化学和所述期望的 HSW 焊接金属的化学作为输入的计算,来确定和提供焊接消耗焊丝的化学;和

使用所述焊接消耗焊丝来环缝焊接所述管道基体金属,以产生焊接金属,所述环缝焊

接的过程包括：

利用气体金属电弧焊法、使用具有少于 5% 的 CO_2 和少于 2% 的 O_2 的保护气，来施加所述环缝焊接，和

使用先进脉冲波形电源，所述先进脉冲波形电源被构建和控制以减轻使用具有少于 5% 的 CO_2 的保护气的消极可焊性方面，

其中所述焊接金属实现不大于约 225ppm 氧的目标焊接金属氧含量和不大于 $4 \times 10^{10} \text{m}^{-2}$ 的焊接金属夹杂物数量，焊接处具有 SBD-AFIM 微结构、大于 90ksi 的拉伸强度和大于 0.75 的 SENT R- 曲线 Δ 值。

24. 权利要求 23 所述的方法，其中所述保护气包括少于 5% 的 CO_2 、氦气、和至少 50 体积% 的量的氩气的混合物。

25. 权利要求 23 所述的方法，其中所述保护气包括少于 5% 的 CO_2 、至少 10% 的氦气、和至少 50 体积% 量的氩气的混合物。

26. 权利要求 23 所述的焊接方法，其中所述保护气包括少于 5% 的 CO_2 和余量为氩气的混合物。

27. 权利要求 23 所述的方法，其中所述环缝焊接步骤进一步包括使用混合激光电弧焊法。

28. 权利要求 23 所述的方法，其中所述环缝焊接步骤进一步包括使用埋弧焊法。

用于苛刻的结构应用的高强度钢焊接金属

[0001] 相关申请的交叉参考

[0002] 本申请要求 2012 年 7 月 27 日提交的、名为“High Strength Steel Weld Metal for Demanding Structural Applications”的美国临时专利申请 61/676,738 的优先权权益,其全部内容通过引用并入本文。

发明领域

[0003] 本发明涉及焊接金属领域。更具体地,本发明涉及制造具有高强度和高韧度的焊接金属的材料和方法。

[0004] 发明背景

[0005] 本章节介绍本领域的各个方面,这些方面可与本发明的示例性实施方案有关。此讨论将有助于提供框架,以有利于更好地理解本发明的具体方面。本部分应当从这个角度阅读,而不一定承认是现有技术。在以下说明中在基于应变的管道设计背景下对本发明进行描述。然而,本发明显然是广泛适用于任何需要高强度、高韧度的焊接件的情况,该焊接件包括但不限于任何一种或多种钢材的任何非管焊接件。以下说明中限定各种术语。为方便起见,在说明书结尾提供术语词汇表。

[0006] 关于施加的载荷、设计标准和材料性能要求,传统管道被设计以防止管道材料经历显著的塑性应变。这种类型的设计被称为容许应力设计或基于应力的设计。在基于应力的设计中,施加的载荷通常限于管材屈服强度的一部分且主要设计考虑是压力容量。在一些情况下,局部塑性可能存在于基于应力设计的管道中,在小应力集中处如焊趾处(即,几毫米的尺寸),或在铺管时转弯的外纤维处,但基于应力的设计通常不意图用于在管道正在运行时管道的大片区域(多英寸或英尺)经受塑性应变的情况。

[0007] 现今,管道正被设计用于日益恶劣的使用环境。压力容量设计的目标仍然适用并与周向管强度相关,但一些管道也将经历纵向的使用载荷。关于一些苛刻的环境如不连续永冻层、地震、冰山冲刷(iceberg scouring)等中——其中使用温度的范围可低至 -20°C 或更低,需要设计和建造能够承受某种程度的纵向塑性变形的管道。在这种情况下,变形很大程度上被平行于管轴定向(即,纵向塑性应变),且施加的载荷通常在多英寸或可能多英尺的管道材料受到的、施加的整体应变的方面被描述。基于应变的设计(SBD)是用于描述设计/建造能够承受纵向塑性应变的管道的术语。基于应变的设计的一般应变幅度通常被定义为超过 0.5% 的整体塑性应变。整体塑性应变被定义为不是局部的、而是沿管长度分布于多英寸或英尺距离的应变该管可包括一个或多个环缝焊接。在油或气管道的情况下,例如,以基于应变的设计为目的的整体塑性应变可以参考长度约为两个管直径的管道部分,虽然可使用其他类似的定义来限定整体塑性应变。利用这种协定,30 英寸直径的管道中 1% 的整体塑性应变将在两个直径长度即 60 英寸长度内产生约 0.6 英寸的应变。

[0008] 被称为工程临界评估(ECA)的断裂力学技术用于判断基于应力的设计管道的环缝焊接中的缺陷的结构显著性。ECA 包括用于测试材料、鉴定焊接、和评估基于应力的设计中的焊接缺陷的显著性的已被接受的实践。ECA,当应用于基于应力的管道时,主要用于

评估环缝焊接缺陷的显著性。在这种情况下,环缝焊接缺陷可显示纵向方向上有限的使用中载荷,并且通常最极端的载荷出现在管道安装期间。由于更加极端的纵向使用中载荷,这种一般情况随着基于应变的设计(SBD)而改变。基于应变的设计不是和传统的基于应力的设计一样成熟的领域,并且如在2012年,SBD的充分验证的ECA实践还没有被管道工业广泛接受。然而,ECA原理适用于SBD。SBD管道工程的许多方面已经在最近的国际会议公开。几个著名的会场包括比利时的Conference of Pipeline Technology、加拿大的International Pipeline Conference,以及The International Society of Offshore and Polar Engineers(ISOPE)与The Offshore Mechanics and Arctic Engineering Society(OMAE)的年度会议。ExxonMobil已经在这些会议上公开多篇文章,包括诸如在SBD载荷下环缝焊接缺陷容忍度的预测方法(prediction methods for girth weld defect tolerance under SBD loading conditions)、SBD工程的全面管测试(full-scale pipe testing for SBD engineering)、断裂力学测试方法(fracture mechanics test methods)和在SBD应用中有用的环缝焊接技术(girth welding technology useful in SBD applications)的主题。这些出版物结合专利申请,国际申请号PCT/US2008/001753(WIPO专利申请W0/2008/115323, A Framework To Determine The Capacity Of A Structure)和PCT/US2008/001676(WIPO专利申请W0/2008/115320, Method To Measure tearing Resistance)向本领域技术人员提供了基于应变设计的工程临界评估(SBECA)技术所需的背景。

[0009] 根据使用温度和施加载荷,普通结构钢和焊接处可经历脆性或延性断裂。延性断裂发生于较高温度,脆性(或“开裂”)断裂发生于较低温度。在一些中间温度范围,存在延性和脆性断裂之间的转变。这种转变有时由一个温度来表征,该温度被称为延性-至-脆性转变温度(DBTT)。DBTT可以根据应用通过测试如沙尔皮V缺口或CTOD测试来确定。

[0010] 在基于应力的设计应用中,材料工程和管道设计实践致力于确保足够的脆性断裂抗性,而很少注意环缝焊接的延性断裂。脆性断裂通过如下来减轻:指定最低设计温度(与最低预期使用温度一致),和使用测试方法如沙尔皮V缺口或裂纹尖端张开位移(CTOD)测试鉴定材料。

[0011] 然而,在SBD管道的较新应用中,需要超出简单考虑脆性断裂;环缝焊接的延性断裂也必须被考虑。环缝焊接通常被认为可能是最弱环节,原因是普遍存在由焊接引起的退化的微结构和缺陷。在SBD中,设计师通过材料选择、焊接和检查技术,将减轻脆性断裂,或至少将其延迟直到很好地进入塑性载荷状态并超过所设计的应变要求。在管道的塑性载荷期间,延性撕裂可在环缝焊接间断或缺陷处开始。根据诸如焊接处的强度性能和延性撕裂强度、间断或缺陷尺寸、和管道基体钢的因素,撕裂量可以是最小并且稳定的。如果稳定,缺陷增长量的范围一般为几微米上至一或两毫米。如果在基于应变的管道工程实践和具体地SBECA程序中这种增长程度能够被可靠地预算,则可定量和管理管道完整性。基于这些原因,具有良好延性撕裂强度的过匹配环缝焊接对于SBD管道是重要的。需要具有高强度和高撕裂强度的焊接金属。最近可获得特定的测试技术以定量撕裂性能。

[0012] 当然,在结构钢和焊接件内强度和韧度之间存在内在平衡。当强度增加时,韧度通常减少。SBD需要较高的强度和较高的韧度。SBD管道的主要挑战是如何在环缝焊接中获得高强度和高韧度,尤其是撕裂强度。管道环缝焊接的性能主要受微结构控制,该微结构进

而受焊接期间赋予的化学和热循环控制。化学主要受焊接耗材（焊丝、保护气、和 / 或助焊剂）的选择和管基体材料的化学控制。焊接热循环主要是焊接程序和基体材料厚度的产物。

[0013] 在高强度、高韧度焊接的追求中,尝试的性能优化可导致弱可焊性。当常规的焊接技术与新的冶金学相结合时,结果可能是不良的焊接熔池流动性、电弧稳定性、焊道几何、和熔深外形,所有这些可导致焊接缺陷。这对于如下机械化 5G 管道环缝焊接尤其成问题:其中持续改变的焊接位置和紧密坡口造成了挑战性局面,其需要产生良好润湿性和稳定一致操作的焊接方法。基于这个原因,一些耗材无法被偏离预定位置焊接。

[0014] 一个产生可用于基于应变的设计的钢管焊接处的方法被公开于美国专利申请公开号 US PA 2010/0089463,公开于 2010 年 4 月 15 日(国际专利申请 PCT/US2008/001409),其公开了使用奥氏体填充焊丝来焊接用于基于应变的管道设计的管。该公开教导使用 Ni 基合金、不锈钢、或双相不锈钢焊接耗材产生高韧度焊接处。这种焊接处在下文被称为“奥氏体 SBD 焊接处”。这个公开教导背离了铁素体焊接金属,因为其陈述常规铁素体焊接处在韧度和撕裂强度方面具有限制,其限制了在结构设计中可适宜的应变量。以下应用公开了实现适合于 SBD 应用的韧度、但显著强于奥氏体 SBD 处的铁素体焊接处。

[0015] 当将奥氏体焊接处应用于铁素体钢时,在焊接金属和焊接热影响区(HAZ)之间的分界处产生相异的原子结构焊接界面。奥氏体具有面心立方(fcc)结构,并且铁素体具有体心立方(bcc)结构。诸如未熔合的缺陷的超声测试/检查对于相异的界面的应用可能是困难的,因为该界面产生可被误解的声反射。Fcc 和 bcc 材料具有不同的声传播性能且对超声检查作出不同响应。对于挑战应用如 SBD,需要以毫米级尺寸精度的公差检查小缺陷。相异的焊接界面可在 UT 检查期间产生与小缺陷产生的信号竞争的信号,或至少产生尺寸精度中的不确定性。这尤其是如下信号的情况:形成于热影响区中具有其他几何复杂性如相邻焊道之间的尖头或扇形的区域或焊接坡口几何已经改变的区域内的相异焊接。基于以上原因,可期望铁素体钢管道与铁素体焊接结合,以避免相异的焊接界面并能够在使用 UT 检查时进行精确检查。

[0016] US 6,565,678(‘678 专利)公开了可用于焊接高强度管道的铁素体焊接金属,其被称为散布在马氏体中的针状铁素体(AFIM)。这种焊接金属的目的应用不是 SBD 管道。‘678 专利没有考虑 SBD 管道和本文应用的特殊需求。因此,这种现有技术的焊接处不具有实现如 SBD 管道中所需的高撕裂强度的考虑、设计、或证明。‘678 专利没有进行上述文献来源描述的 SBECA 所需的撕裂强度的定量。此外,由于‘678 专利没有考虑撕裂强度,因此其没有考虑产生 SBD 最佳焊接处所需的焊接技术。这包括特殊保护气混合物的使用和由此引起的对高度专门化的脉冲波形电源的需求,该高度专门化的脉冲波形电源仅在‘678 专利的发明日之后才可获得。

[0017] 氧和针状铁素体在焊接金属中的功用在‘678 专利中得到讨论;然而,没有关注优化 SBD 焊接处的这些组分。‘678 专利提出,“对于具体的应用,通过根据本发明的指导选择焊接金属化学、保护气组成、和焊接程序(焊接冷却速度),焊接工程师能够控制针状铁素体含量和氧水平”。没有提到使用先进脉冲波形电源来优化 SBD 的 AFIM 微结构。这种电源的考虑自然会落入焊接程序的范畴,但‘678 专利缺乏这种考虑是可以理解的,因为先进波形电源在提交‘678 专利时是不可获得的。

[0018] ‘678 专利讨论了高强度焊接金属中焊接金属夹杂物的重要性。‘678 专利寻求产生大量的细小夹杂物从而使针状铁素体成核。这个目的适合于常规的高强度基于应力的管道设计——其中延性撕裂强度不是主要的关注点,但相同的方法不适合 SBD 管道焊接。由于对高撕裂强度的需求, SBD 管道焊接,与基于应力的设计焊接相比,需要较少的焊接金属夹杂物,这已经在 D. P. Fairchild 等,“Girth Welds for Strain-Based Design Pipelines”, Proceeding of the 18th International ISOPE Conference, Vancouver, 2008 中得到讨论。

[0019] 需要这样的焊接金属:同时产生高强度、高延性撕裂强度、和良好脆性断裂抗性(即,良好的延性和脆性断裂韧性)并且可在管道现场构建期间应用而无需在焊接熔池控制和缺陷率方面对可焊性或易用性过度担心。

[0020] 发明概述

[0021] 本发明提供新的焊接金属,其实现具有优良延性撕裂强度和良好可焊性的高强度焊接。

[0022] 本公开的一个实施方式是焊接金属,其包括介于 0.03 和 0.08wt% 之间的碳、介于 2.0 和 3.5wt% 之间的镍、不大于约 2.00wt% 的锰、不大于约 0.8wt% 的钼、不大于约 0.70wt% 的硅、不大于约 0.03wt% 的铝、不大于约 0.02wt% 的 Ti、不大于约 0.04wt% 的 Zr、介于 100 和 225ppm 之间的氧、不大于约 100ppm 的硫、不大于约 100ppm 的磷、不大于约 100ppm 氮,余量基本为铁,其中焊接金属包括 SBD-AFIM 微结构,焊接金属利用脉冲气体金属电弧焊法与先进脉冲波形电源来施加,并利用包括少于 5% 的 CO₂ 和少于 2% 的 O₂ 的保护气,施加的焊接金属具有大于 90ksi 的拉伸强度和大于 0.75 的 SENT R- 曲线 Δ 值。

[0023] 在本公开的其他实施方式中,可添加以增强焊接金属性能的元素包括:不大于约 0.6wt% 的铜、不大于约 0.04wt% 的钒、不大于约 0.60wt% 的 Cr、不大于约 0.04wt% 的 Nb、不大于约 20ppm 的 B。焊接金属的碳含量和其他合金可在一定范围内调节,该范围提供具有足以用于管级 X52 至 X100 或更高的 SBD 应用的强度的焊接。

[0024] 前文已经宽泛地概述了本公开一些实施方式的特征,从而可以更好的理解下文的详细描述。本文还将描述其他特征和实施方式。

[0025] 附图简述

[0026] 通过参考以下详细描述和附图,本发明及其优势将得到更好的理解。

[0027] 图 1 是根据本公开的一个实施方式的 SBD-AFIM 焊接金属和 US 6,565,678 中公开的 AFIM 焊接金属的一些组成的 Pcm 相对于焊接金属极限拉伸强度的图。

[0028] 图 2 是 CRC 坡口的横断面图。

[0029] 图 3 是根据本公开一个实施方式的高应变焊接处的横断面图。

[0030] 图 4 是根据本公开一个实施方式的焊接铁素体钢管道的方法的流程图。

[0031] 图 5 是可用于应用 SBD AFIM 焊接金属的实施方式的 GMAW 脉冲波形的实施方式的制作图。

[0032] 图 6 是示例焊接熔合缺陷的 SBD-AFIM 焊接实施方式横断面的光学宏观图像。

[0033] 图 7 是用于生成 R- 曲线数据的 SENT 样本的图。

[0034] 图 8 是实例 R- 曲线的图。

[0035] 图 9 是低韧性 X70 环缝焊接和根据本公开实施方式的两个实例高韧性 HSW 的假定 R- 曲线的图。

[0036] 图 10 是本公开实施方式的焊接金属的 SBD-AFIM 微结构的示意图。

[0037] 图 11 是实例 HSW 的光学宏观图像。

[0038] 图 12 是显示 SBD-AFIM 的 HSW 的一个实施方式的微结构的光学显微照片。

[0039] 图 13 是显示 SBD-AFIM 微结构的一个实施方式的扫描电子显微照片。

[0040] 图 14 是显示 SBD-AFIM 微结构的常见组分针状铁素体和一些夹杂物的电子透射显微照片。

[0041] 图 15 和 16 是显示板条间界处数个平行板条和不连续 MA 的退化上贝氏体的电子透射显微照片。DUB 是 SBD-AFIM 微结构的常见组分。

[0042] 图 17 是粒状贝氏体的电子透射显微照片,显示贝氏体铁素体的多个晶粒和分散的 MA 颗粒。

[0043] 图 18 是板条马氏体的电子透射显微照片,显示平行的错位板条和板条间界处无 MA。

[0044] 图 19 是沙尔皮 V 缺口 (CVN) 数据的图,显示保护气中 CO_2 含量的影响。

[0045] 图 20 是全尺寸管应变测试失效位置的照片,显示远离环缝焊接的管破坏。

[0046] 应该注意,附图仅仅是本发明几个实施方式的实例,而非意图其限制本发明的范围。并且,附图通常不是按比例绘制的,而是以方便和清楚阐述本发明的某些实施方式的各个方面为目的绘制。

[0047] 发明详述

[0048] 在以下详述部分中,结合优选实施方式描述本发明的具体实施方式。然而,就下文描述针对本发明的具体实施方式或具体应用来说,这仅意图以示例为目的,和仅提供示例性实施方式的描述。本发明不限于以下描述的具体实施方式,相反,其包括所附权利要求书的精神和范围内的所有替代方式、修改和等同方式。

[0049] 本公开的焊接金属可被称为基于应变的设计、散布在马氏体焊接金属中的针状铁素体或 SBD-AFIM。而且,当提到包含这种微结构的焊接时,有时使用术语高应变焊接 (HSW)。

[0050] 本公开的实施方式包括利用现代气体金属电弧焊 (GMAW) 方法施加的铁素体焊接金属,该现代气体金属电弧焊 (GMAW) 方法具有电源电流波形控制,该电源电流波形控制足以在保护气中使用低量的 CO_2 (<5%) 和氧 (<2%) 时充分产生平稳的、受控制的焊接电弧和焊接熔池。这产生了这样的可用于 SBD 管道环缝焊接的铁素体微结构:能够同时实现高强度、良好的低温韧度、极佳的延性撕裂强度和低缺陷率焊接。本公开的实施方式获得良好的可焊性,其涉及如下一组属性:包括良好的焊接熔池流动性、电弧稳定性 (“平稳”的电弧)、与基体金属接合处的焊接熔池的良好润湿性、和良好的焊道熔深几何,所有这些都旨在减少焊接缺陷。

[0051] 本公开中讨论的焊接金属的实施方式产生了基于应变的设计管道中的环缝焊接的足够强度和韧度。这些新的焊接适合于多种管级的 SBD 管道,例如但不限于 X52、X60、X65、X70、X80、X90、X100 和可能地 X120,并且这些焊接可在现场构建时应用,具有可接受的可焊性和缺陷率。具体应用所需要的焊接金属通过焊接金属化学和焊接方法 (过程和程序,包括电源类型和保护气选择) 的选择来设计,并且可在崎岖的现场管道构建的条件下应用,以产生合适的焊接微结构和机械性能。

[0052] 在一个实施方式中,焊接金属包括:介于 0.03 和 0.08wt%之间的碳、介于 2.0 和 3.5wt%之间的镍、不大于约 2.0wt%的锰、不大于约 0.80wt%的钼、不大于约 0.70wt%的硅、不大于约 0.03wt%的铝、不大于 0.02wt%的钛、不大于 0.04wt%的锆、介于 100 和 225ppm 之间的氧、不大于约 100ppm 的氮、不大于约 100ppm 的硫、不大于约 100ppm 的磷,和余量为铁。

[0053] 虽然焊接金属组成的余量为铁,焊接金属可包括其他未列的成分,例如杂质或类似物。

[0054] 基于下文进一步详细讨论的理由,可添加其他元素:不大于约 0.6wt%的铜、不大于约 0.04wt%的钒、和不大于 0.6wt%的铬、不大于约 0.04wt%的 Nb、不大于约 20ppm 的 B。本文关于焊接金属的组成的所有百分比均以 wt% (重量百分比) 表示。

[0055] 碳作为主要的强度控制元素被添加到化学中。Mn 贡献固溶强化和总体硬化性,还充当脱氧剂。Ni 因其对韧度积极影响被添加。其也贡献于固溶强化和硬化性。Mo、Cu 和 Cr 可被添加以提高固溶体的强度和总体硬化性。添加 Si 作为脱氧剂和提高焊接熔池流动性,这有助于防止焊接缺陷。然而, Si 还通过氧化物夹杂物的形成使韧度降低。因此,根据韧度和可焊性之间的权衡, Si 可被使用者优化。

[0056] Ti 和 Zr 在熔融焊接熔池中主要与氧结合,形成小的氧化物,该小的氧化物压住现有的奥氏体晶界并且在自高焊接温度冷却期间降低晶粒尺寸。Ti 和 Zr 对氧具有高亲和力,并在高温下与氧结合,促进极小夹杂物核的形成。这促进焊接金属中形成小的、精细分散的氧化物。

[0057] 当 HSW 与气体保护工艺一起应用时,氧在很大程度上受焊接保护气组成控制(由特殊电源所实现的可焊性,如以下所述)。例如,通常使用由 Ar、He 和 1 至 4% CO₂(或 0.5 至 2% O₂) 组成的保护气混合物来焊接 HSW。本公开实施方式的焊接金属的氧含量,平衡了(1)降低焊接金属中的非金属夹杂物以最大化撕裂强度的需要、和(2)产生夹杂物的充分分布,以进行针状铁素体(AF)的成核作用。稳定控制氧的工作还包括清洁焊接处坡口(无锈或油性污染物)和保持焊丝储存和覆盖以防止焊丝上有水分或锈沉积物。通常,利用这样的焊接法来施加 HSW:控制焊接环境中的氧,从而在焊接熔池中产生优化和稳定的氧水平。

[0058] 可添加 V 和 Nb,用于沉淀强化加成。通过多道焊接,其与碳和/或氮结合以在焊接中形成小的碳化物、氮化物、或碳氮化物。V 和 Nb 也可贡献少量硬化性和强度。硼是强力的强化剂。其可被添加以通过间隙增强来提高强度和硬化性。

[0059] 硫和磷是杂质,而不被有意添加。试图在焊接中限制这些元素。硫和磷可通过限制它们在焊接消耗丝中的量而得到控制。焊接金属的以上所列限值也适合于焊丝的限值。

[0060] 氮也作为杂质存在,并且通常由于屏蔽覆盖不足引起的焊接过程中的大气吸附而存在于焊接金属中。氮也可由焊丝或基体金属稀释液转移而来。氮可导致多孔性或降低的韧度,它的量必须被限制。焊接金属的以上所列限制也适用于焊丝。

[0061] 根据应用和所需的焊接强度,可在所述范围内调节焊接金属组成以适应 X52 至 X120 的管道等级。从约 60ksi 到约 130ksi 的多种基体金属拉伸强度可适用。碳含量对调节强度最有影响,尽管其他合金也可以提供一定强度调节。较低强度可通过约 0.03wt%的碳含量实现,而最高强度通过约 0.08wt%的碳含量获得。通过调节碳和其他合金,上至约

150ksi 的拉伸强度是可能的。图 1 显示了新型焊接金属的一些组成的 Pcm 对焊接拉伸强度 (UTS) 的图。US 6,565,678 的相同趋势也包含在该图中作为比较。Pcm 是硬化性的度量,其可用于预期强度,并且使用者可根据该 Pcm 数据调节化学以选择具体应用的 HSW。如焊接工程领域技术人员所知,可基于已知的化学组成计算 Pcm。

[0062] 通过 HSW 可实现高韧度,甚至本公开实施方式的最高强度形式。上平台沙尔皮能量 (upper shelf Charpy energy) 和良好的 CTOD (裂纹尖端张开位移) 韧度可在下至约 -40°C 实现。

[0063] 由于氧在钢焊接中的低溶解度,非金属夹杂物是冶金设计的一个重要方面。鉴于通常产生的常规管道焊接具有大量的焊接金属夹杂物,设计 HSW 以控制和优化夹杂物的类型、尺寸、和密度。一般而言,过量焊接金属夹杂物使提供的 HSW 微结构的脆性和延性断裂韧度降低。这些夹杂物充当脆性和延性断裂的优先成核位置。具体地,对于延性断裂,其提供微空隙成核位点并降低延性撕裂所需的能量。然而,在 SBD-AFIM 微结构中,夹杂物体积分数和尺寸分布得到优化以获得高撕裂强度。

[0064] SBD-AFIM 堆焊的微结构类似于 US 6,565,678 ('678 专利) 中所述的微结构,但存在重要的差别。为了优化 SBD 的焊接,已经发现,虽然 '678 专利的 AFIM 焊接金属提供良好起点,但该焊接金属中存在的焊接金属夹杂物多于使所需体积分数的针状铁素体成核所需要的焊接金属夹杂物。因此发明人设计了具有较低夹杂物含量的 SBD-AFIM 焊接金属以提高延性撕裂强度。这已经通过使用具有较低 CO₂ 含量的保护气而实现。'678 专利的 AFIM 焊接金属通常利用 5%、10%、或 15% 的 CO₂ 生成,而 SBD-AFIM 焊接利用 <5% 的 CO₂ 生成。这产生了较低的氧含量和较少的夹杂物。在 SBD-AFIM 焊接的保护气中使用少于 5% 的 CO₂ 的决定是关键性的创造性步骤。这有助于生成具有高脆性和延性断裂抗性的焊接。

[0065] 在 HSW 中使用 <5% 的 CO₂ 具有已经由发明人减轻的缺点。伴随 <5% 的 CO₂ 的较低夹杂物含量降低了使针状铁素体成核的可能性。由于针状铁素体对于 SBD-AFIM 微结构非常重要,因此与 '678 专利的 AFIM 焊接相比,优选的碳和总合金含量被降低。这提高了针状铁素体的驱动力,其可补偿较少夹杂物的、使针状铁素体成核的较低可能性。在 SBD-AFIM 焊接金属中需要最少量的针状铁素体,以实现足够的韧度。需要在 SBD-AFIM 焊接中产生至少 15% 的针状铁素体。由于 SBD-AFIM 焊接需要延性撕裂强度,理想地,焊接应该包含 20 至 30% 的针状铁素体。诚然,由于降低的合金含量,SBD-AFIM 微结构与 '678 专利的 AFIM 微结构相比具有较小的强度形成潜力。这种较低强度的趋势主要与屈服强度潜力而非极限拉伸强度有关,并且 SBD-AFIM 微结构仍然可以用于其中过匹配的拉伸强度是主要目标的 SBD 应用。

[0066] SBD-AFIM 焊接金属化学可结合基体金属化学用于计算所需的消耗焊丝组成。可简单地通过改变焊丝化学和控制熔深和基体金属稀释的量的焊接方法的知识,将 SBD-AFIM 化学应用于多种基体金属。如焊接工程领域的技术人员所知,稀释计算可用于确定三种化学中的一种——在该化学中的两种已知或指明时。在焊接结构钢的情况下,涉及三种金属:基体金属、焊接金属、和填充焊丝。对于 5G 机械化管道环缝焊接的应用,大多数焊道的稀释通常为 10% 至 20%。稀释计算是本领域已知的,并且在许多焊接工程教材中被说明,包括 George E. Linnert 的 Welding Metallurgy, 第 2 卷, 第三版,由 The American Welding Society 出版。

[0067] 根据本公开实施方式的产生 SBD-AFIM 焊接的两个主要步骤是 (1) 优化焊接金属氧含量和 (2) 限制可由通过保护气中较低水平 CO_2 或 O_2 焊接导致的焊接缺陷。控制氧含量是重要的目标, 因为如上所述, 焊接金属需要非金属夹杂物以使针状铁素体成核, 但过多的夹杂物导致降低的延性撕裂强度。通过限制保护气 (CO_2 或 O_2) 的氧势, 实现优化氧含量; 然而, 这种选择具有缺点。降低氧势, 如果不以其他方式解决, 会导致不良的可焊性。具体地, 用于机械化 5G 管道焊接的保护气中 $<5\%$ 的 CO_2 通常将导致不良的焊接熔池流动性、电弧稳定性、焊道几何形状——包括熔深外形, 这些都可导致焊接缺陷。这种情况导致 SBD-AFIM 焊接的第二创造性步骤; 根据所需的保护气来限制缺陷。

[0068] 由于选择具有低氧势的保护气用于 SBD-AFIM 焊接, 焊接金属在熔融时更具粘性, 并且不像一般管道焊接金属那样良好地流动或潮湿。不良的可焊性使得难以在焊接边缘和基体金属之间产生平滑过渡。这通常与高表面张力 (高粘度) 有关, 其中焊接金属和基体金属之间的接合的特征在于尖角, 有时称为凹角。这些区域 (也被称作焊趾) 可以是未熔合缺陷的位置, 或其可以是已漂浮至焊接熔池顶部的硅酸盐的捕获位点。这种情况也可以以 “冠形 (crowned)” 的焊接为特征, 其也指高度凸起的焊道外形。

[0069] 除流动性问题以外, 焊接电弧还可随保护气中 CO_2 减少而稳定性减小。电弧可较大程度上地飞溅和漂移, 并且通常比具有较高 CO_2 的电弧更冷。这些方面也增加了焊接缺陷的可能性。

[0070] 用于改善前述可焊性挑战的一般焊接方案是使用含有更多 CO_2 或氧气的焊接保护气。这些气体降低焊接金属的表面张力和使熔融焊接熔池平滑。这些气体还产生较好的电弧稳定性, 其具有生成较平滑的焊接熔池和较好的可焊性的作用。对于 HSW, 使用较多 CO_2 或氧气不是选择, 因为这增加了夹杂物和降低了韧度和延性撕裂强度。

[0071] 施加 HSW 的一种方法是在保护气中使用低 CO_2 或氧气, 并且这通常意味着使用较高氩气量。利用高水平氩气形成的焊接趋向于具有较狭窄的 “指 (finger)” 形焊道熔深外形, 并且这增加了焊接缺陷的可能性。氦气可以代替氩气中的一些, 以减少指形焊道熔深外形, 但氦气也趋向于导致更大的电弧不稳定性, 这增加了缺陷可能性。因此, HSW 的另一可焊性挑战是防止过量指形熔深。

[0072] 对于施加 HSW 而言关键的两个创造性步骤可通过最近研发的焊接技术来实现。本公开的一个实施方式利用气体金属电弧焊 (GMAW) 机器的电子控制的最近进步来实现有效施加 HSWs2。GMAW 方法是现场管道焊接的一般选择, 因为其可靠并且高效; 然而, 传统的 GMAW 设备需要保护气包含大量的 CO_2 或氧气以实现良好的可焊性, 即, 良好的焊接熔池流动性、电弧稳定性、焊道几何和低缺陷率。

[0073] GMAW 焊接机器最近已经可被获得, 其能够实现通过保护气中有限量的 CO_2 或氧气进行 HSW 的平滑焊接 (良好的可焊性)。利用复杂的固态电子学, GMAW 电源的一些生产商最近已经并入先进脉冲波形控制以优化和提高可焊性。这种类型的焊接一般称为脉冲 GMAW 或 PGMAW。美国焊接学会 (American Welding Society) 已经将这种方法命名为 GMAW-P。虽然 PGMAW 机器已经存在多年, 但仅仅最近这些机器中具有波形控制才进步到足以实现具有 SBD-AFIM 微结构的 HSW。发明人已经确定, 较新的脉冲波形焊接机器, 尤其是约 2003 年之后生产的那些仪器, 实现了低氧含量和降低的缺陷可能性, 尽管存在低氧势保护气通常伴随的困难。

[0074] 对于在其中焊头环绕所接合的管的外周运行的机械化管道环缝焊接, HSW 可被沉积在窄槽形坡口预备——结构或管道焊接领域技术人员已知的焊接设计——中。窄坡口可以具有单一或复合的坡口设计, 其中主要坡口一般具有约 0° 至约 20° 的包含角。图 2 显示了一种常见的管道坡口设计, 其有时被称为 CRC 坡口, 由 CRC Evans Automatic Welding 开创的设计, 其示例了包含角和主要坡口表面。

[0075] 新型 HSW 微结构也可被沉积于如结构或管道焊接领域技术人员所知的“开放 (open)”焊接坡口。开放坡口可具有从约 20° 上至约 60° 的包含角。开放坡口通常用于接头 (tie-in) 焊接、补焊、和更换管段的插入。HSW 微结构也可根据应用作为角焊或任何其他焊接配置而沉积。

[0076] 图 3 是利用七通道 (pass) 产生的 HSW 的实施方式的横截面示意图。根据应用, HSW 技术可用于所有焊接通道或仅一些焊接通道; 如果所得的焊接获得了期望的高应变量, 其可被称为 HSW。例如, 有时在从管内侧沉积根部通道 (图 3 中的通道 #1) 处使用内部焊接机器进行机械化管道焊接。这种内部焊道通常非常小。在 HSW 的一个实施方式中, 内部根部通道可利用常规焊丝和程序来施加, 而其余焊道利用 SBD-AFIM 消耗焊丝和化学来施加。使用常规技术施加前两条通道 (根部和热通道) 以降低根部缺陷的风险, 然后利用 HSW 施加其余焊道以产生 SBD-AFIM 化学, 可以是有利的。HSW 的优点是强度和韧性性能的结合, 因此根据具体结构应用和关于经济构建方案的限制, 可以以多种方式施加 HSW 以适应既定目标。

[0077] 使用 GMAW 的焊接方法和程序

[0078] 本公开的一个实施方式包括产生用于指定设计条件的 HSW 的方法。参考图 4, 方法包括确定在本文公开的有效范围内的期望的 HSW 焊接金属化学 61。方法还包括确定指定给定基体金属化学下的焊接消耗丝化学和期望的焊接金属化学 62 的步骤。这个步骤可包括进行如前所讨论的稀释计算。方法进一步包括利用焊接消耗丝焊接基体金属 63, 包括提供控制焊接期间焊接熔池氧和夹杂物含量的手段以实现目标焊接金属氧含量和夹杂物含量的步骤 64, 和控制焊接期间电弧稳定性和焊接熔池流动特性以提供理想可焊性和焊接熔合的步骤 65。控制焊接熔池氧含量的步骤可包括清洁或保护焊接隔离元素氧和其他含氧化合物, 并可包括提供低氧焊接保护气或助焊剂。低氧保护气意味着少于 5% 的 CO_2 和少于 2% 的氧气, 取决于保护气中是否含有 CO_2 或氧气。如下说明, 低氧助焊剂可通过焊接工程领域的技术人员所知的碱度指数来限定。控制电弧稳定性、焊接熔池流动特性、和焊道几何的步骤可包括使用现代脉冲电源 GMAW 焊接机器, 其中电流波形控制被调节以允许 HSW 的可接受的可焊性。该步骤可包括其他焊接设备和技术, 如下文提供。

[0079] 对于现场管道构建, 优选使用基于 GMAW 的方法和具体地 PGMAW 形成 HSW, 尽管其他方法可被应用——只要指定化学和微结构被实现, 且可焊性和缺陷可能性 (尺寸和比率) 对于应用而言是令人满意的。由于 HSW 对焊接金属氧含量和非金属夹杂物的敏感性, 通过 HSW 实现最高水平韧度的优选焊接技术将利用由氩气 (Ar)、氦气 (He) 和二氧化碳 (CO_2) 或氧 (O_2) 的混合物组成的保护气。一般的气体组成范围为 7 和 35% 之间的 He、1 和 4% 之间的 CO_2 (或 0.5 和 2% 之间的 O_2), 余量为 Ar。较高百分比的 He 对偏离预定位置的焊接以及改善的润湿性和良好的焊道熔深外形是有用的。这必须与 He (轻质气体) 在室外焊接期间容易被气流刮走的倾向相平衡。如需, 这可通过使用焊接防护罩来解决。此外, He 的添加

可提高电弧电压的可变性,其可导致电弧不稳定;然而,如本文所提供的,这可通过调节电源和与焊头的特征配合来减轻。

[0080] 先进脉冲焊接电源对于在现场构建期间实现 HSW 微结构和实现良好可焊性是重要的。这些电源的几个实例为 Fronius TransPulse Synergic 5000、Lincoln Power Wave455、和 Miller PipePro 450。

[0081] 本公开的实施方式中的用于将 HSW 应用于 5G 环缝焊接的系统包括约 100 至 175amps 的本底电流和约 475 至约 575amps 的脉冲电流幅度的使用。电弧电压范围一般为约 16V 至约 25V。对于 0.9mm 直径的焊丝,焊丝供应速度的范围为约 275ipm 至约 575ipm。保护气流速的范围为约 30 至约 80cfh。根部和热通道焊接的行进速度的范围为约 25ipm 至约 50ipm。填充通道的行进速度范围为约 10ipm 至约 25ipm,盖面通道的行进速度为约 8ipm 至约 15ipm。填充焊丝直径的范围可以为 0.8mm 至约 1.4mm。根部和热通道热输入的范围为约 0.2kJ/mm 至约 0.5kJ/mm,填充和盖面通道热输入的范围为约 0.4kJ/mm 至约 1.4kJ/mm。PGMAW 领域的技术人员可调节脉冲参数以获得期望的焊接电弧和焊接熔池,将其遏制与低氧势保护气有关的可焊性问题。这种调节可不借助于添加过多的 CO₂或氧气至保护气——如通常实践用于管道环缝焊接——而完成。

[0082] 如在涉及新的或挑战性焊丝时焊接程序发展的所有情况一样,需要一些实验工作来优化可焊性和限制缺陷率。由于在结合焊接变量中可以有多种置换,并且由于每种焊接情况涉及不同条件的基体金属厚度、坡口几何和焊接位置,规定适合于所有 HSW 应用的一组焊接参数不切实际。通过操控焊丝供应速度、行进速度、保护气组成、焰炬振荡和一般电弧参数如本底电流,可进行可焊性的常规性提高。使用现代电源、通过调节脉冲参数,能够实现额外的提高。这包括但不限于,调节以下变量:脉冲频率、脉冲幅度、脉冲宽度和脉冲形状。由于用于波形控制电源的现代电子设备的快速反应时间,可进行脉冲波形的精细调节,包括脉冲斜面上升(pulse ramp up)的形状(电流上升)、峰值脉冲电流、脉冲电流时间、过冲量(overshoot)、斜面下降(ramp down)期间的形状、收尾(tail-out)速度、熔滴脱离时间(droplet detachment time)、骤降(step-off)电流、熔滴脱离电流、短路电流上升和脉冲周期(频率)。产生差异,如组合一系列不同的脉冲,也是可以的。此外,将这些电源调节与焊头的电子学、动作、或其他特征结合也是可以的。

[0083] 伴随现代波形控制电源的成品文献包含有关如何进行脉冲调节以实现具体电弧特征和焊接熔池控制的指导。可利用脉冲调节改变传输模式、熔滴尺寸、熔滴频率,和改变因素诸如焊接熔池的湍流、焊接轮廓、熔深和焊接熔池平滑地润湿到基体金属中的能力。换言之,可利用脉冲调节提高可焊性。脉冲调节还可用于减少焊接飞溅。调节这些参数以提高可焊性是焊接程序进展过程中的预期和理所当然的步骤。图 5 示例了由发明人生成的脉冲波形,其可用于施加 SBD-AFIM 焊接金属的实施方式。

[0084] 获得任何给定的 HSW 几何和焊丝组合的机械性能最佳组合,可通过调节堆焊中的氧量来优化。发明人已经确定,保护气中极低的 CO₂(<1%) 将导致具有不良脆性断裂抗性的较高强度焊接。最优水平的 CO₂(通常为 1-4%) 产生具有高强度和良好韧度(脆性和延性断裂抗性)的焊接。与优选的 SBD-AFIM 焊接相比,通过较高水平 CO₂(>4%) 形成的焊接具有较低强度和较低延性断裂抗性。

[0085] 焊接熔池搅动

[0086] 焊接熔池搅动是另一种可用于减轻或控制 HSW 的焊接熔池流动特性和焊道熔深外形的技术。机械或超声震动可直接或通过熔融焊接熔池接触的独立陶瓷棒被施加于消耗焊丝。焊接熔池搅动具有降低焊接熔池表面张力的类似作用,其能够实现良好的可焊性。根据使用者的能力、焊接设备、和制造情况,在使用先进波形电源之外或代替使用先进波形电源,可应用搅动技术。

[0087] 焊接缺陷

[0088] HSW 通过使用低氧势保护气而实现,并且这些保护气的隐患通过使用现代电源而得到减轻。这些创造性步骤能够制成机械化 5G 管道焊接,甚至是半自动管道焊接,该焊接具有良好的可焊性,包括良好的焊接熔池流动性、焊道几何、电弧稳定性和可接受的缺陷率。如果在不如本文所述注重优化保护气和电源控制的情况下尝试 HSW,则可出现图 6 所示的对于有效管道构建而言不可接受的尺寸或比率方面的焊接缺陷。一般,期望在管道构建期间将由于这些缺陷导致的废品率保持在约 5% 以下。当适当地应用 HSW 技术时,则可以保持废品率在 5% 以下。小于 5% 的废品率被视为低缺陷率。

[0089] 关于图 6 所示的缺陷,当适当地应用 HSW 并注重保护气和电源控制(包括与焰炬头的通信)时,缺陷的尺寸可得到限制。缺陷高度是所示缺陷尤其重要的维度。高度在明显垂直于管壁表面的方向上测量。可应用 HSW,同时保持缺陷高度小于 3mm,或优选地小于 2mm,更优选地小于 1mm。当 HSW 被优化至其最大潜力时,缺陷高度可减小至小于 0.5mm 或完全均匀地消除。

[0090] 混合激光电弧焊

[0091] 可利用混合激光电弧焊(HLAW)法施加 HSW。HLAW 焊接在接近熔深的焊接金属下部中具有高稀释度。在此区域,焊接金属大多为重熔的基体金属。而且,该焊接区域经历快速的冷却速率。如上所述,稀释计算可用于配制适于任何应用的 HSW 填充焊丝,并且这包括结构钢的 HLAW。可配制合适的填充焊丝以产生优选的焊接金属化学。低碳组成焊丝(不大于约 0.05%,更优选不大于 0.03%、还更优选不大于 0.02%)尤其可用于生成实现强度和韧度优异组合的、HLAW 的适宜冶金。

[0092] 埋弧焊接

[0093] 可以利用埋弧焊(SAW)法布置 HSW 冶金。管道构建中的一种有用的应用是在最终铺设操作之前双接管(double-joining pipes)的应用。虽然可以利用前面提到的 PGMAW 技术进行双接,但更常见的是使用 SAW。为了利用 SAW 法完成所期望的冶金,需要特殊的助焊剂来优化焊接的氧含量。当 SAW 焊接 HSW 冶金时,氧含量必须维持在约 100 和 225ppm 之间,以实现 SBD-AFIM 微结构。这可以通过控制助焊剂的碱度指数(BI)进行,碱度指数是本领域技术人员或焊接工程已知的术语,是反映助焊剂的碱性对酸性特质及其氧去除潜力的指数。一些 BI 公式是可获得的,如公知的 Tuliani 公式。

[0094] 由于双接的应用在 1G(平坦)焊接位置进行,此应用没有偏离预定位置焊接的焊接金属粘度问题。因此,对先进电源的需求不如在 5G 位置的环缝焊接之大。当然可以利用之前所述的气体金属电弧法将 HSW 冶金应用于双接焊接;然而,SAW 具有生产力优势。在 SAW 的有限定位能力和堆焊速率(焊接沉积速率,weld deposition rate)之间存在权衡。堆焊速率可相对较高,但偏离预定位置的焊接是不可能的。

[0095] 高应变焊接的基于应变设计的工程临界评估(SBECA)

[0096] SBD 应用中延性撕裂导致的故障是管道工业相对新的设计情况,并且之前从未改造环缝焊接来产生高水平的撕裂强度。本申请在上文讨论的基于应变的设计的工程临界评估 (SBECA) 技术加强了 SBD 管道中焊接韧度的重要性——其中较高水平的延性撕裂强度非常有用。这个主题在以下参考文献中被讨论: D. P. Fairchild 等, “Girth Welds for Strain-Based Design Pipelines”, ISOPE Symposium on Strain Based Design, the 18th International Offshore and Polar Eng. Conf, (ISOPE-2008), Vancouver, Canada, 2008 年 7 月 6-11 日, pp. 48-56。

[0097] 为了优化具体应用的 HSW, 需要设计或选择适当焊接性能的手段。对于 SBD 管道, 下列文献描述了 SBECA 可依据并且可用于将可容忍的焊接缺陷尺寸与诸如施加载荷和材料性能的因素关联起来的技术: 国际专利申请 PCT/US2008/001753 ; K. Minnaar 等, “Predictive FEA Modeling of Pressurized Full-Scale Tests”, Proceedings of 17th International Offshore and Polar Engineering Conference, Lisbon, Portugal, 2007, pp. 3114-3120 ; S. Kibey 等, “Development of a Physics-Based Approach for the Prediction of Strain Capacity of Welded Pipelines”, Proceedings of 19th International Offshore and Polar Engineering Conference, Osaka, Japan, 2009 ; Kibey, S. 等, “Tensile Strain Capacity Equations for Strain-Based Design of Welded Pipelines”, Proceedings of the 8th International Pipeline Conference, Calgary, Canada (2010) ; Fairchild, D. P 等, “A Multi-Tiered Procedure for Engineering Critical Assessment of Strain-Based Design Pipelines”, Proceedings of 21st International Offshore and Polar Engineering Conference, Maui, Hawaii, 2011。这些参考文献说明了如何可基于输入参数——如施加载荷或应变、基体金属和焊接件的强度性能、缺陷所在材料 (一般为焊接金属或热影响区) 的韧度性能、和结构几何——利用 SBECA 技术来计算焊接中的临界缺陷尺寸 (在安全性方面可容忍的最大缺陷)。可选地, 给定其他输入参数如施加载荷、强度性能和几何细节时, SBECA 技术可用于预期支持给定尺寸的焊接缺陷所需的韧度。

[0098] 对于 SBD 工程, 存在几种候选的方法来测量材料韧度, 包括沙尔皮 V 缺口测试、裂纹尖端张开位移 (CTOD) 测试、J- 积分法和弯曲宽板测试 (curve wide plate test)。研究已经显示, 使用这些方法提供与缺陷尺寸、施加载荷和韧度相关的可靠预期性参数以预期 SBD 情况中的结构性能是困难和 / 或昂贵的。相反, 上述 SBECA 技术能够定量和预期结构性能, 并且通过利用被称为 R- 曲线的韧度参数进行。这种韧度参数利用材料力学领域技术人员所知的单边缺口张力 (SENT) 测试测量。关于 R- 曲线测试的参考文献包括: G. W. Shen 等, “Measurement of J-R Curves Using Single Specimen Technique on Clamped SE(T) Specimens”, Proceedings of 19th International Offshore and Polar Engineering Conference, Osaka, Japan, pp. 92-99, 2009 ; W. Cheng 等, “Test Methods for Characterization of Strain Capacity - Comparison of R-curves from SENT/CWP/FS Tests”, Proceedings of 5th Pipeline Technology Conference, Ostend, Belgium, 2009 ; H. Tang 等, “Development of the SENT Test for Strain-Based Design of Welded Pipelines”, Proceedings of 8th International Pipeline Conference, Calgary, Canada, 2010。

[0099] 图 7 显示可用于测量 R- 曲线的 SENT 样本的示意图。也可应用其他几何。除了缺陷（裂纹或缺口）位于中跨之外，SENT 测试样本几何与常规拉伸测试相似。在夹持区域夹持样本。测试程序包括拉动在拉伸状态的样本，同时监测和测量缺陷生长的进程，直到样本不再能够支持载荷的显著增加。一种生成 R- 曲线的方法包括样本的反复载荷和卸载，其中每个连续的载荷循环赋予渐增的载荷和（最终）渐增的裂纹延伸。可由样本的柔度（compliance）计算裂纹延伸的进程——与 ASTM E1820 中所述（如 2012 版中所述）一致的技术。该技术被称为卸载柔度法（unloading compliance method），且其可用于将裂纹生长与施加的载荷——即，驱动力——关联起来。可使用任何合适的裂纹生长监测方法，如卸载柔度或电势降法。收集的数据可用于绘制 R- 曲线图，其提供韧度或更具体地材料的延性撕裂强度的图形表示。换言之，图形表征了材料的延性断裂韧度。

[0100] 虽然本文提及的 SBECA 技术应用 SENT 测试和 R- 曲线表征韧度，但可利用其他方法定量延性断裂抗性，只要它们提供定量、预期能力，以关联关键参数，如结构几何、缺陷几何、施加载荷和材料性能，如强度和韧度性能。一种方法是进行一系列全尺寸管应变变量测试，虽然这种方法会非常昂贵。

[0101] R- 曲线图显示裂纹延伸与裂纹驱动力之间的关系。图 8 显示了实例 R- 曲线。随着裂纹延伸，材料的裂纹生长（延性撕裂）阻力通常升高。高韧度材料生成这样的 R- 曲线：其中在曲线的初始部分为陡坡，并且在初始升高之后，R- 曲线继续升高。R- 曲线越高（Y 轴的值越大），韧度越高。R- 曲线有时被称为“ Δa ”（ Δa ）曲线、或 J- 积分对 Δa 的曲线、或 CTOD 对 Δa 的曲线，其中裂纹驱动力以 CTOD 或 J- 积分表示，并被绘制在 y- 轴上。裂纹延伸量 Δa (mm) 被绘制在 x- 轴上。该曲线可通过数学关系如 $y = \delta \cdot x^\eta$ 表示，在此（ δ ）和（ η ）是 CTOD (mm) 对 Δa (mm) 作图的幂定律拟合中的因数。根据 R- 曲线和延性断裂抗性的这种描述，可比较不同焊接金属的 R- 曲线以判断韧度——通过考虑 1mm 裂纹延伸量的 CTOD。选择 1mm 的裂纹延伸用于这样的比较有两个原因。第一，当幂定律方程中的 $x = 1$ 时，幂项降低至 1 并且 η 可以忽略。然后，CTOD 等于 δ ，并且可仅用 δ 的值进行比较。第二，1mm 的裂纹生长是比较韧度的合理裂纹生长程度。根据 SBECA 知识，管环缝焊接的应变变量通常在裂纹延伸是大约 1mm 的量级时发生。临界裂纹延伸可以从极小值上至 1mm 或 2mm 变化——取决于多种几何和材料性能因素，而为了进行一般韧度比较，1mm 惯例是足够的。

[0102] 新型 HSW 焊接金属 R 的 - 曲线可在高达 150ksi 的拉伸强度下生成大于 0.75 的 Δ 值。通过氧含量的良好控制或为了 HSW 的较低强度形式， Δ 值可大于 1.00。根据应用，可集中注意在如本文所公开的最优焊接条件，并且可实现 1.25 或甚至 1.5 或 1.75 的 Δ 值。HSW 焊接金属可产生这些高韧度，同时提供适于 SBD 管道的过匹配 X52、X60、X65、X70、X80 或更强管级的高强度。

[0103] 基于 R- 曲线数据和 SBECA 技术准确预测结构性能的能力取决于利用全尺寸管应变变量测试的技术的验证。这在以下参考文献中被讨论：国际专利申请 PCT/US2008/001676；P. Gioielli 等，“Large-Scale Testing Methodology to Measure the Influence of Pressure on Tensile Strain Capacity of a Pipeline”，Proceedings of 17th International Offshore and Polar Engineering Conference, Lisbon, Portugal, 2007, pp. 3023-3027；P. C. Gioielli 等，“Characterization of the Stable Tearing During Strain Capacity Tests”，ISOPE Symposium on Strain Based Design, the

18th International Offshore and Polar Eng. Conference, (ISOPE-2008), Vancouver, Canada, 2008 年 7 月 6-11 日, pp. 86-89; X. Wang 等, “Validation of Strain Capacity Prediction Method - Comparison of Full-Scale Test Results to Predictions from Tearing Analysis Based on FEA”, Proceedings of 5th Pipeline Technology Conference, Ostend, Belgium, 2009。验证能够将 R- 曲线数据与全尺寸性能关联起来, 并且这种联系为 SBECA 预测性数学表达的参数建立提供校正基础。

[0104] 发明人已经利用 SBECA 技术定量关于 SBD 情况的以 R- 曲线表示的延性断裂抗性的影响, 该 SBD 情况包括多种管级、缺陷尺寸、焊接性能和基体金属性能, 包括考虑环缝焊接处的内部管压和管错位。图 9 中显示了针对 X70 环缝焊接的这种工作的结果的假设实例。该实例针对具有 42 英寸、20mm 壁的管, 其具有以下纵向拉伸性能: 75ksi 的屈服强度、85.2ksi 的极限拉伸强度和 8% 的均匀伸长。目标应变量为 2.5%。考虑三种假定的焊接, 其均有 20% 的 UTS (极限拉伸强度) 过匹配和 0 毫米的错位。对于这三种焊接, 图中显示了三条不同的 R- 曲线, 代表不同水平的延性撕裂强度 (所有其他性能保持相等)。通过考虑在 1mm 裂纹延伸时的 R- 曲线值, 这三条曲线具有 0.6、1.3 和 2.0 的 Δ 值。这些水平的撕裂强度代表相对低韧度焊接 (0.6), 并且两种 HSW 被命名为 HSW#1 和 HSW#2。利用公开的 SBECA 技术, 可计算这三条 R- 曲线的临界缺陷。在以毫米计的缺陷深度和长度方面, 与这三条 R- 曲线相关的三个临界缺陷尺寸分别为 $3.3 \times 20\text{mm}$ 、 $4.3 \times 48\text{mm}$ 和 $6.4 \times 50\text{mm}$ 。由此可见, 较高水平的撕裂强度提供较大的缺陷容忍度。SBECA 技术可作为设计辅助用于选择 HSW 的最佳机械性能组。

[0105] 可设计 HSW 以产生一定范围的强度。由于结构钢中的强度和韧度反向相关, 生成较高强度通常意味着产生较低韧度。因此, 通常不期望生成任何高于应用所需的焊接强度, 因为较低韧度是权衡。SBECA 技术可用于设计 HSW 和优化强度和韧度之间的权衡。

[0106] 焊接金属微结构

[0107] 描述 HSW 微结构的冶金学术语的定义可在词汇表中找到, 而另外的详细内容被描述于以下三个参考文献中: (1) N. V. Bangaru 等, “Microstructural Aspects of High Strength Pipeline Girth Welds”, Proceedings of the 4th International Pipeline Technology Conference, Ostend, Belgium, 2004 年 5 月 9-13 日, pp. 789-808, (2) J. Y. Koo 等, “Metallurgical Design of Ultra-High Strength Steels for Gas Pipelines”, ISOPE Symposium on High-Performance Materials in Offshore Industry, the 13th International Offshore and Polar Eng. Conference, (ISOPE-2003), Honolulu, Hawaii, USA, 2003 年 5 月 25-30 日, pp. 10-18, 和 (3) 美国专利 6,565,678。如本文所用, 主要的 (predominant) 或主要地 (predominantly) 的意思是至少约 50 体积%。

[0108] 在基于应力的管道设计中, 选择用于环缝焊接的微结构通常是针状铁素体。此外, 对于基于应力的设计的高强度管道, ‘678 专利的微结构是有用的。本公开焊接金属的微结构与这些例子均不相同。本发明的微结构由 AFIM 微结构组成, 但夹杂物含量比 ‘678 专利所公开的低。‘678 专利教导约 $5 \times 10^{10}\text{m}^{-2}$ 至 $6 \times 10^{10}\text{m}^{-2}$ 的夹杂物数量密度是有益的, 而 SBD-AFIM 焊接金属需要小于 $4 \times 10^{10}\text{m}^{-2}$ 的夹杂物数量密度。

[0109] 发明人已经详细研究了 AFIM 和 SBD-AFIM 微结构的很多差异, 并已经发现目标 SBD 应用的最佳性能组合通过硬质组分和针状铁素体的平衡比例来实现。图 10 显示 SBD-AFIM

微结构的示意图。图 11 显示实例 SBD-AFIM 焊接。图 12 显示展示 SBD-AFIM 微结构的光学显微照片。图 13 显示 SBD-AFIM 微结构的扫描电子显微照片。图 14 显示针状铁素体的电子透射显微照片。SBD-AFIM 中的硬质组分主要为板条马氏体、下贝氏体、退化上贝氏体和粒状贝氏体的混合物。图 15-18 显示这些组分中的几种的电子透射显微照片。

[0110] 在焊接冷却期间,在熔融焊接金属中形成基于 Ti 和 Zr 的夹杂物。这些基础的夹杂物通常进一步由针形外壳包围。随着焊接金属进一步冷却,针状铁素体在这些夹杂物上成核。然后,剩余的奥氏体转化成硬质组分的混合物。SBD-AFIM 焊接的一般微结构平衡为 15% 至 50% 的针状铁素体和大于 50% 的硬质组分。这代表了针状铁素体的含量略微高于 ‘678 专利的一般 AFIM 焊接的所述含量。

[0111] 焊接检查

[0112] 与 2010 年 4 月 15 日公开的美国专利申请公开号 US PA 2010/0089463 (国际专利申请 PCT/US2008/001409) 中描述的焊接相比,本文所述的 HSW 具有与焊接检查有关的优势。HSW 是铁素体型,而 US PA 2010/0089463 的焊接是基于 Ni 的焊接耗材,并且它们产生具有面心立方 (FCC) 原子结构的奥氏体焊接。铁素体 HSW 具有体心立方 (BCC) 原子结构,其有效用于铁素体管道钢 (其结构也是 BCC) 的焊接,因为其避免了伴随使用高 Ni (FCC) 焊接耗材来焊接铁素体管道钢而发生的相异焊接界面的问题。相异焊接界面导致超声检查中的困难,因为这些界面产生错误信号,这可导致不必要的修复。

实施例

[0113] 发明人已经制成表 1 中所列的焊丝,用于 SBD - AFIM 焊接的实验。

[0114] 表 1 :焊丝化学

[0115]

焊丝	C	Mn	Ni	Mo	Cu	Cr	Si	Ti	Zr	Pcm
1	0.035	1.81	2.94	0.58	0.12	0.08	0.610	0.014	0.027	0.244
2	0.045	1.86	2.98	0.57	0.30	0.16	0.600	0.014	0.024	0.269
3	0.065	1.9	3.07	0.59	0.16	0.20	0.390	0.014	0.040	0.282

[0116] 使用焊丝 1、2 和 3,利用本文公开的 SBD-AFIM 技术,生成几种 1G 和 5G 环缝焊接。这些焊接在 30 英寸直径、15.6mm 壁的 API 5L X80 管上进行。这种管具有以下以重量 % (wt. %) 计的组成:碳:0.06, Mn:1.88, Si:0.25, P:0.006, S:0.002, Ni:0.17, Cu:0.18, Mo:0.22, Cr:无, Nb:0.03, V:无,和 Ti:0.01。使用 CRC Evans 自动焊接设备产生焊接,该设备包括 Fronius TransPulse Synergic 5000 电源的使用。保护气的 CO₂含量在从 0 至 3% 改变。如本文所公开调节脉冲参数,实现良好的可焊性以及极佳的机械性能。这些焊接的填充通道中的一般热输入的范围为约 0.45kJ/mm 至 0.70kJ/mm。表 2 和 3 给出关于这些焊接的另外的细节。表 2 提供的拉伸值是两次或三次测试的平均值。表 2 中的沙尔皮 V 缺口 (CVN) 值取自对全转变曲线 (full transition curves) 的曲线拟合,其中利用遍及五个测试温度 (-60C、-40C、-20C、0C、22C) 的大约 15 个单独 CVN 测试建立每条曲线。表 2 中给出的 CTOD 值是三次测试中的最小值。

[0117] 表 2 :焊接详细内容和机械性能

[0118]

焊接	焊丝	焊接位置	He (%)	Ar (%)	CO ₂ (%)	屈服强度 (ksi)	UTS (ksi)	CVN (J) @ -20°C	CTOD (mm) @ -20°C
1	1	5G	30	70	0	119	131	98	0.04
2	1	5G	30	69	1	116	136	143	0.08
3	1	5G	30	68	2	121	133	177	0.19
4	1	5G	30	67	3	111	129	189	0.19
5	1	1G	30	68	2	120	131	162	0.34
6	1	5G	10	87	3	127	136	189	-
7	2	5G	30	69	1	116	143	124	0.11
8	2	5G	30	68	2	116	143	178	0.15
9	3	5G	30	69	1	121	146	98	0.09
10	3	5G	30	68	2	117	151	156	0.14

[0119] 表 3:焊接金属化学

[0120]

焊接	焊丝	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Ti (%)	Zr (%)	O (ppm)	Pcm
1	1	0.038	1.8	0.52	0.079	0.57	2.56	0.13	0.012	0.025	130	0.236
2	1	0.034	1.78	0.53	0.079	0.57	2.61	0.13	0.011	0.024	180	0.233
3	1	0.040	1.8	0.65	0.078	0.56	2.57	0.13	0.01	0.024	180	0.242
4	1	0.037	1.79	0.67	0.082	0.58	2.72	0.12	0.001	0.026	240	0.243
5	1	0.046	1.85	0.51	0.081	0.55	1.82	0.15	0.011	0.026	140	0.239
6	1	未	测出									
7	2	0.050	1.9	0.53	0.14	0.55	2.4	0.25	0.012	0.023	110	0.259
8	2	0.049	1.86	0.56	0.15	0.59	2.96	0.27	0.011	0.024	200	0.270
9	3	0.057	1.92	0.48	0.19	0.61	2.9	0.17	0.012	0.037	120	0.276
10	3	0.059	1.9	0.34	0.15	0.45	2.91	0.13	0.008	0.026	160	0.258

[0121] 发现最优的 CO₂含量为大约 2-3%，而较小 CO₂含量显示出与 2-3% CO₂的焊接相比性能下降。还发现与具有较小 CO₂含量的焊接相比，2-3% CO₂时可焊性最优。焊接编号 1 到 4 是保护气中 CO₂含量的影响的良好实例。随着 CO₂含量按 0%、1%、2%和 3%的顺序增加，在 -20C 下 CVN 值分别按 98J、143J、177J 和 189J 的顺序变化。图 19 中显示这种趋势，其中随着 CO₂含量从 0%增加至 3%，延性至脆性转变温度降低。注意，焊接 2 和 3 (CO₂含量分别为 1%和 2%) 的氧含量在 180ppm 下相同。通常预期较低 CO₂含量的焊接将生成较低氧含量；然而，如焊接冶金领域的技术人员所知，焊接金属氧含量测量的分散非常常见。尽管如此，表 2 和 3 中所示数据的总体趋势证明本文公开的 SBD-AFIM 的新方面。

[0122] 焊接 1 至 4 显示，随着 CO₂含量从 0%增加至 3%，CTOD 增加。具体地，随着 CO₂含量按 0%、1%、2%、和 3%的顺序增加，CTOD 值分别按 0.04mm、0.08mm、0.19mm 和 0.19mm 的顺序变化。

[0123] 焊接对 7 与 8 以及焊接对 9 与 10 证明前面提到的韧度趋势。也就是说，随着气体中的 CO₂含量从 1%增加至 2%，这些实例对（具有不同的焊丝）均显示韧度增加。CVN 和

CTOD 韧度均增加。这些对的焊接金属氧含量数据与氧随着 CO_2 含量增加而增加的趋势一致。氧含量的趋势需要解释。常规见解指出,随着氧含量增加,焊接金属韧度降低。这总体上是正确的,但如本公开的详细内容显示,并且在 SBD-AFIM 的 CO_2 含量的相关范围内(少于 5%),存在两个竞争因素。 CO_2 含量的降低导致焊接金属氧降低,并且这通常将使韧度降低,但是对于 SBD-AFIM 焊接,存在针状铁素体成核的竞争效应。当焊接金属氧含量过低时,针状铁素体的成核受到抑制,并且韧度降低。因此,证明竞争因素之间存在最优权衡,并且保护气中 2-3% 的 CO_2 含量是最佳的平衡。

[0124] 使用 30 英寸直径、15.6mm 壁厚的 X80 管进行全尺寸管应变测试。样本包含利用在表 2 中描述为焊接 3 的焊接情况进行的两个环缝焊接。全尺寸样本预先存在总共四个 3x50mm 的缺陷;每个环缝焊接中两个。缺陷从 OD(外直径)被机器加工,并被置于焊接金属和热影响区。产生具有上至 3mm 的高-低错位的环缝焊接,并且缺陷位于最大错位的位置。产生同伴环缝焊接,并用于性能测量。焊接金属的屈服和极限强度分别为 119ksi 和 130ksi。 -20°C 下的 CVN 韧度为 179J。三个 20°C 下的 CTOD 测试产生 0.18mm、0.30mm 和 0.25mm 的值。几个 SENT 测试产生 1.25 的平均 R-曲线 Δ 值。全尺寸测试加压至指定最小屈服强度的 72% 并且以拉伸状态拉动至故障。该测试,如前面引用参考文献所述,基于全尺寸管应变测试进行。在样本在远离焊接的管体中故障之前,该测试实现 3.2% 的应变。图 20 显示故障位置的照片。

[0125] 如这些实施例证明,HSW 可用于产生这样的管道环缝焊接:能够实现高韧度和高施加应变水平——即使在包含普通焊接缺陷时。可形成具有高达 100ksi、110ksi、120ksi、更优选地 130ksi、以及还更优选地 140ksi 的拉伸强度的 HSW。这些焊接可产生良好的脆性断裂抗性,如下证明:利用优化条件形成的焊接在 -20°C 的温度下的焊接金属 CTOD 值在 0.10mm 以上。通过对化学、氧含量、和微结构的关注,HSW 可在低至 -10°C 、 -15°C 、 -20°C 、或甚至 -30°C 或 -40°C 的温度下产生这种强度和韧度。

[0126] 另一个有用的韧度度量是延性至脆性转变温度——焊接冶金和结构设计领域技术人员已知的常见参数。使用任何数量的测试,包括沙尔皮 V 缺口 (CVN) 测试,可确定转变温度。CVN 转变温度可基于沙尔皮能量或剪切面积,并通常是指沙尔皮韧度对测试温度图上的韧度转变曲线的中央或中点。可使如 CVN 测试所测量的 HSW 的转变温度产生下至 -20°C 、 -30°C 、或 -40°C 的延性至脆性转变温度。通过对化学、氧含量、和微结构的关注,可实现低至 -60°C 或 -80°C 的转变温度。HSW 产生的上平台能量可以为 100J,更优选 125J,还更优选 150J。如果 HSW 被设计具有优化水平的氧和针状铁素体含量,则可实现 175J 的上平台能量。

[0127] 关于延性断裂抗性,HSW 可产生相对于通过其中在 1mm 的裂纹延伸处 Δ 值至少为 0.75 的曲线所描述的 R 曲线同高或更高的 R 曲线。对化学、氧含量和微结构的关注,HSW 可产生相对于具有 1.0、优选 1.25 和甚至高于 1.5 的 Δ 值的曲线同高更高的 R-曲线。

[0128] 在具有上述机械性能的情况下,HSW 环缝焊接可实现大于 0.5% 的整体塑性应变,同时根据壁厚包含如下尺寸的一般焊接缺陷:如 $2 \times 25\text{mm}$ 、 $3 \times 50\text{mm}$ 、 $4 \times 50\text{mm}$ 、或 $5 \times 50\text{mm}$ 或 $6 \times 50\text{mm}$ 。这些缺陷的第一维度描述管表面垂直方向上的缺陷高度,和第二维度(较大维度)是沿环缝焊接环向的缺陷长度。即使如 3×100 、 $2 \times 100\text{mm}$ 或 $1 \times 200\text{mm}$ 的长缺陷也可被支持,同时实现大于 0.5% 的塑性应变。根据缺陷尺寸和管壁厚度,可实现 1%、1.5%、2%、

2.5%、3%或甚至4%或5%的整体塑性应变。可在上至约X120的管级中实现高应变量。

[0129] 应该理解,前文仅仅是本发明的具体实施方式的详细描述,并且根据本文的公开内容可以对所公开的实施方式进行许多改变、修改和替换,而不背离本发明的范围。因此,前文描述不意为限制本发明的范围。相反,本发明的范围只由所附权利要求及其等同形式确定。还认为当前实施例中实施的结构和特征可被改变、重排、替代、删除、重复、组合或相互叠加。冠词“the”、“a”和“an”不一定仅局限于意指一个,而是包含式和开放式的,以便包括任选地多个这样的要素。

[0130] 词汇表

[0131] 奥氏体合金:具有奥氏体微结构的工程合金——如不锈钢、Ni基合金、和双相不锈钢——群组中的任意种,该奥氏体微结构的特征在于面心立方(fcc)原子排列。

[0132] 铁素体合金:具有铁素体微结构的工程合金的群组中的任意种,其特征主要在于是体心立方(bcc)原子排列。

[0133] 屈服强度:相应于背离线弹性表现的强度,线弹性表现即其中实现载荷支持,而无永久变形和载荷支撑导致可测量永久变形的塑性表现。

[0134] 拉伸强度:相应于在故障机制不是线弹性断裂时以应力为单位的材料最大载荷承载能力的强度。

[0135] HAZ:热影响区。

[0136] Pcm:用于基于在钢中使用的常见合金元素的wt%定量硬化性的公式。硬化性是从高温冷却时钢转化为马氏体(硬质微结构)的程度。

[0137]
$$Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B。$$

[0138] 将以wt.%计的合金含量带入等式以计算Pcm的量。

[0139] 热影响区:邻近焊接熔合线的基体金属在焊接操作期间不熔融,但受焊接热影响。

[0140] 韧度:断裂抗性。

[0141] 焊接件:通过焊接接合的零件的组装体。

[0142] 焊道熔深外形:在横向剖面中观察时焊道底部(根部)附近的焊道形状。

[0143] 可焊性:焊接具体金属或合金的可行性。有时可焊性是指焊接期间氢致开裂的易感性,但在本公开的上下文中,可焊性是指不产生诸如未熔合、未焊透或咬边的缺陷的易焊接性。一些因素促成不良可焊性,包括高表面张力熔融焊接熔池和不规律或不稳定的焊接电弧。这些因素产生焊工观察到的征兆,包括焊接熔池到相邻基体金属中的不良润湿、焊趾处尖锐的(或小的)凹角、不期望的焊接飞溅。获得良好可焊性是指包括良好焊接熔池流动性、电弧稳定性(“平稳”电弧)、焊接熔池在与基体金属接合处的良好润湿性、良好焊道熔深几何的属性组,所有这些都旨在减少焊接缺陷。

[0144] 气体金属电弧焊(GMAW):利用焰炬的焊接法,其中填充焊丝充当焊条,通过接触末端自动喂入,并且在焊接过程中被消耗。该接触末端一般被气体喷嘴(gas cup)环绕,该气体喷嘴将保护气引至焊接电弧区域。常见的保护气为氩气、CO₂、氦气和氧气。焰炬移动可由机器(自动化的或机械化)提供,或可由人(半自动化)提供。方法名称GMAW是由美国焊接学会进行的标准命名。

[0145] 脉冲气体金属电弧焊(PGMAW):GMAW方法的变型,其利用提供电流脉冲性能的电源。这些电源有时被称为先进电流波形电源。美国焊接学会已经将PGMAW命名为GMAW-P。

[0146] 基于 GMAW 的方法：多种与 GMAW 相似的相关方法如 PGMAW、金属芯弧焊 (MCAW) 和焊剂芯弧焊 (FCAW)。与 MCAW 的主要差别是使用芯焊丝并且芯中存在金属粉末。FCAW 法还使用芯焊丝，并且芯一般由助焊剂粉末组成。FCAW 可在有或无保护气的情况下应用。

[0147] 气体保护钨极电弧焊 (GTAW)：利用焰炬的焊接法，其中焊条是非消耗钨条。该方法可以在有或无填充焊丝的情况下进行。如果无填充焊丝，该方法称为气焊型。如果使用填充焊丝，将其从侧面（而非如许多其他方法如 GMAW 般通过焰炬中心线）喂入焊接熔池 / 电弧区域。可以通过机器或由人来提供填充焊丝喂入。可以通过机器或由人来提供焊接焰炬移动。钨焊焊条由气体喷嘴环绕。或气体喷嘴将保护气引至焊接熔池 / 电弧区域。一般的保护气包括氩气和氦气。

[0148] 混合激光电弧焊 (HLAW)：结合激光焊接和 GMAW 的方法。一般激光先于 GMAW 电弧以提供深熔。与单独激光焊接相比，HLAW 的 GMAW 部分产生适应接头装配 (joint fit up) 中的较大变动的能力。激光仅仅可以桥连很窄宽度（ $\sim 1\text{mm}$ ）的间隙，而 GMAW 焊接可桥连数毫米的间隙。

[0149] 埋弧焊 (SAW)：需要持续喂入消耗实体或管状（焊剂成芯）焊条的焊接法。熔融焊接处和电弧区通过被“掩埋”在粒状可熔助焊剂层下以防止大气污染。

[0150] 低氧焊接环境：提供给熔融焊接熔池的保护实现小于约 200ppm 氧的焊接金属氧含量的焊接法。该保护可通过使用保护气或助焊剂实现。

[0151] 先共析铁素体 (PF)：关于金属焊接微结构，该相也被称为多边形铁素体和晶界铁素体。PF 倾向是第一相中的一种；如果不是第一相，随着焊接金属从高温冷却，从奥氏体转化成第一相。成核作用发生于此前的奥氏体晶界处；因此 PF 晶粒位于这些边界上。晶粒可呈多边形形状，或有时侧板 (sideplate) 将从不整形（他形，allotriomorphs）形成，于是限定被称为 Widmanstätten 铁素体的相关相。

[0152] 针状铁素体 (AF)：AF 通常是在冷却过程中在金属焊接中从奥氏体转化的第一分解产物，尽管有时先共析铁素体（多边形铁素体）可先形成。AF 在小的非金属夹杂物上成核，然后通过贝氏体型转化机制经历快速生长。AF 晶粒一般呈现针状形态，其取决于冷却速度和化学具有约 2:1 至 20:1 范围的纵横比。这种转化包括剪切和扩散部分。转化温度控制扩散和剪切部分之间的相互作用，从而决定 AF 形态。

[0153] 粒状贝氏体 (GB)：指围绕中心定位的马氏体奥氏体 (MA) 小“岛”的 3 至 5 个相对等轴的贝氏体铁素体晶粒的簇。一般的“晶粒”直径为约 $1\text{--}2\ \mu\text{m}$ 。

[0154] 上贝氏体 (UB)：指散布有碳化物相如渗碳体的细条或薄层的针状或板条贝氏体铁素体的混合物。其在碳含量高于约 0.15wt% 的钢中最常见。

[0155] 退化上贝氏体 (DUB)：贝氏体产物，其中每个晶团 (colony) 通过剪切应力生长成平行板条组 (group 或 packet)。在板条生长期间和紧接其后，一些碳被拒绝进入板条间奥氏体。由于相对低的碳含量，被夹带的奥氏体的碳富集不足以引发渗碳体板成核。这种成核发生于在中等和较高碳钢中，导致典型上贝氏体 (UB) 形成。DUB 中板条间奥氏体处的较低碳富集导致马氏体或马氏体 - 奥氏体 (MA) 混合物形成，或可作为保留奥氏体 (RA) 被保留。DUB 可与典型上贝氏体 (UB) 混淆。数十年前在中等碳钢中首次识别的类型的 UB 由下列两个关键特征组成：(1) 成组生长的平行板条组、和 (2) 板条间界处的渗碳体薄层。UB 与 DUB 相似在于二者都包含平行板条组；然而，该关键区别在板条间材料中。当碳含量为约

0.15–0.40 时,渗碳体 (Fe_3C) 可在板条之间形成。与 DUB 中的间歇性 MA 相比,这些“薄层”可以是相对连续的。对于低碳钢,不形成板条间渗碳体;相反,其余奥氏体作为 MA、马氏体、RA、或其混合物终止。

[0156] 下贝氏体 (LB):LB 具有类似于 DUB 的平行板条组。LB 还包括的板条内小碳化物沉淀。这些板状颗粒在与主要板条生长方向(板条的长维度)成约 55° 定向的单个晶体变体上不断地沉淀。

[0157] 板条马氏体 (LM):LM 呈现为平行细板条组。板条宽度一般小于约 $0.5\ \mu\text{m}$ 。未回火的马氏体板条群的特征为无碳化物,而自动回火的 LM 显示板条内碳化物沉淀。自动回火的 LM 中的板条内碳化物在多于一个(种)晶体变体上形成,如在马氏体的 $\langle 110 \rangle$ 平面上。通常渗碳体不沿一个方向对齐;相反,其在多个平面上沉淀。

[0158] 回火马氏体 (TM):TM 是指钢中的马氏体的热处理后形式,其中热处理在熔炉中或通过局部手段如使用加热罩进行。这种回火形式在焊接制造之后进行。在可以发生渗碳体沉淀但对于奥氏体形成过低的温度范围内的冲程期间,随着亚稳结构马氏体造成渗碳体沉淀,微结构和机械性能改变。

[0159] 自动回火板条马氏体:在从诸如焊接的操作冷却的过程中发生自回火的马氏体。渗碳体沉淀在冷却时原位发生,并且不如传统回火般进行再加热。

[0160] 孪晶马氏体 (TwM):这种形式的马氏体由于与主要含有板条马氏体的化学相比较高的碳含量而形成。TwM 在碳含量在约 0.35% 至 0.44% 以上时形成。在这个碳水平以下,板条马氏体显著。TwM 包含已经形成以适应转化变形和应力的内部孪晶。一般的结构钢不包含高碳含量;因此,结构钢(尤其是焊接)中的 TwM 多数被发现于化学离析的区域中。离析可产生高碳浓度的局部区域,因此导致 TwM。这通常是焊接和热影响区中的 MA 区域的情况。

[0161] 马氏体奥氏体组分 (MA):铁素体钢或焊接的微结构的残余物区域在冷却过程中转化成马氏体和保留奥氏体的混合物。这些区域通常是冷却过程中最后转化的区域。MA 区域由于已经在较高温度下转化的周围区域对碳的排斥而稳定。由于稳定,奥氏体向 MA 的转化在与周围区域相比较低的温度下发生。MA 区域一般以马氏体为主,而仅仅含有小体积分数的保留奥氏体(小于 10%)。MA 通常见于经历双热循环的焊接或 HAZ 的现有的奥氏体晶界上。MA 还被发现于退化上贝氏体和下贝氏体的板条基微结构中的板条间界上。MA 一般在结构钢中存在的任何数量的板条、组(packet)或晶界上被观察到。

[0162] 保留奥氏体:在冷却至室温之后残留在钢微结构中的奥氏体。奥氏体在高温下稳定,而一旦微结构冷却至 A_3 和 A_1 温度以下,较低的温度转化产物如铁素体、贝氏体和马氏体变得稳定并由奥氏体形成。根据冷却速度和化学,微结构的一些小区域可变得富含合金(主要是碳),并且它们在室温下保持稳定和存在。

[0163] 工程临界评估 (ECA):设计、鉴定或以其他方式评估材料缺陷的结构显著性如裂纹或焊接缺陷的方法。一个目的是避免结构故障。另一个目的是防止缺陷被分析为良性时不必要的修复。ECA 方法通常基于断裂力学技术。ECA 方法能够限定故障的临界条件——通常基于三个输入:材料性能、施加载荷和缺陷尺寸。ECA 常用于基于其它两个参数的输入预测一个参数的临界值。ECA 方法的其它名称包括缺陷评估程序和适应度用分析(fitness-for-purpose analysis)。

[0164] 基于应变的工程临界评估 (SBECA) :确定管道环缝焊接对施加非拉伸应变的缺陷容忍度的方法。这可意为通过实验表征延性断裂抗性,然后基于目标应变要求计算可接受的缺陷尺寸。可选地,可利用目标应变要求和缺陷尺寸计算所需的延性断裂抗性。SBECA 需要关于几种材料性能——包括屈服和拉伸强度——的知识或假定。通常,需要关于无损检查技术的精确性的假定。

[0165] 临界缺陷尺寸 :关于工程结构中的材料缺陷如裂纹或焊接缺陷,其中该缺陷是依据管和焊接机械性能详情、缺陷几何、结构几何和施加载荷导致故障的最小缺陷。该术语常在讨论工程临界评估 (ECA) 时使用。

[0166] 高 - 低错位 :相邻管件之间环缝焊接处的几何偏移程度。错位在管圆周的周围不同。虽然尽力最小化错位,但高 - 低幅度可以为一毫米的分数上至几毫米。对于大直径管 (比如说,对于 >24" 直径的管) 而言,1mm 的高 - 低被认为是小的,而 >3mm 的高 - 低被认为是大的。高 - 低错位很少超过约 5mm。

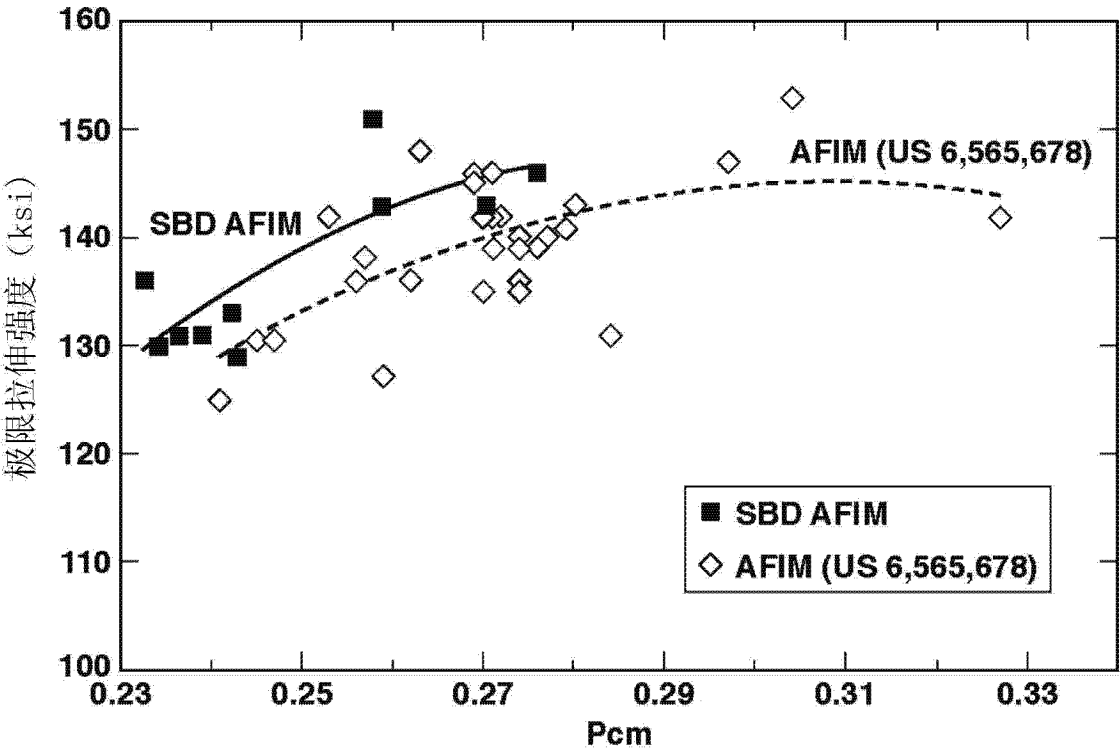


图 1

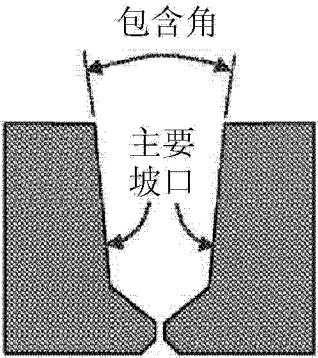


图 2

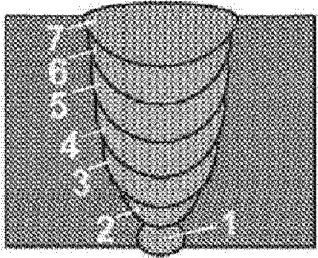


图 3

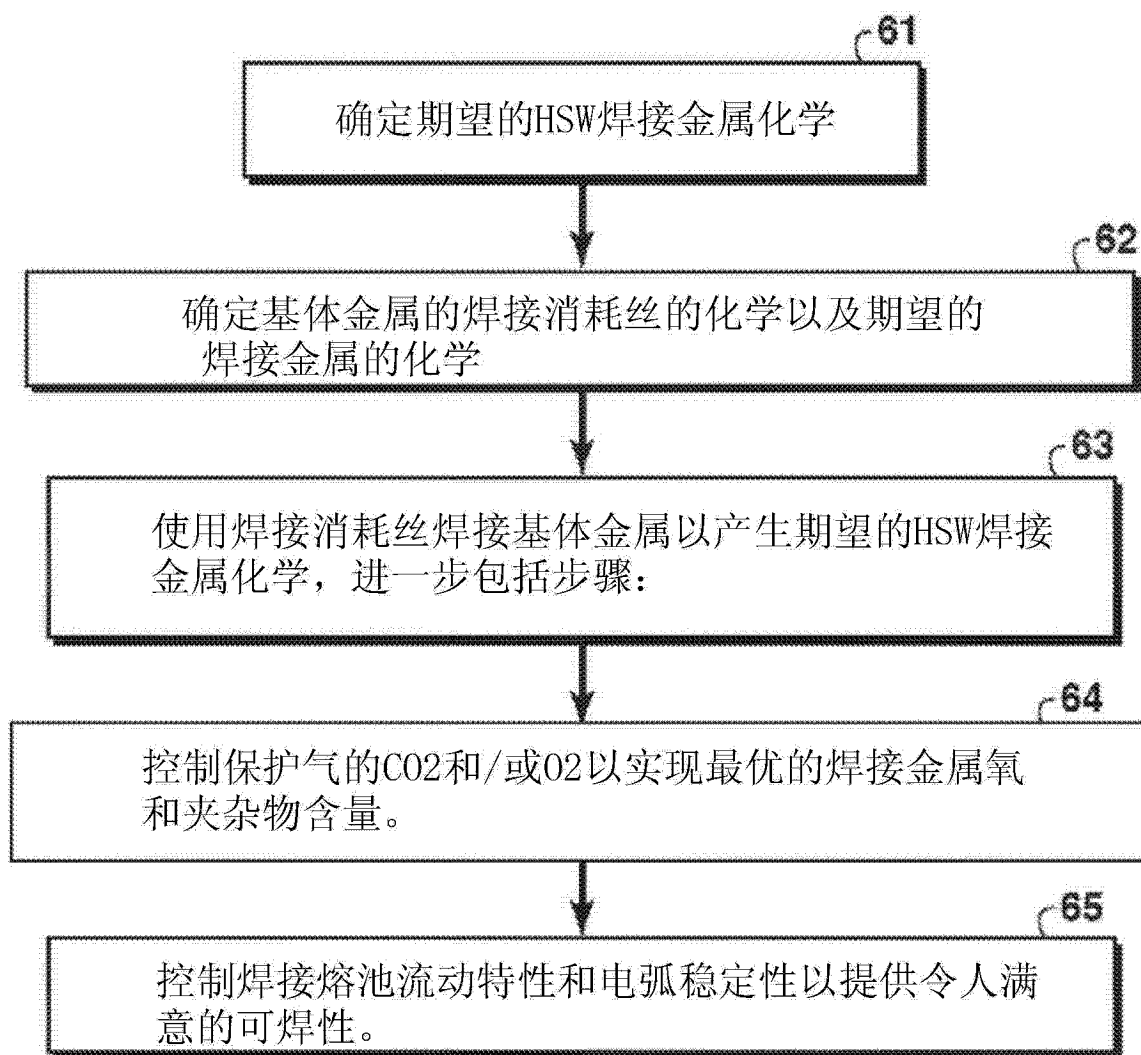


图 4

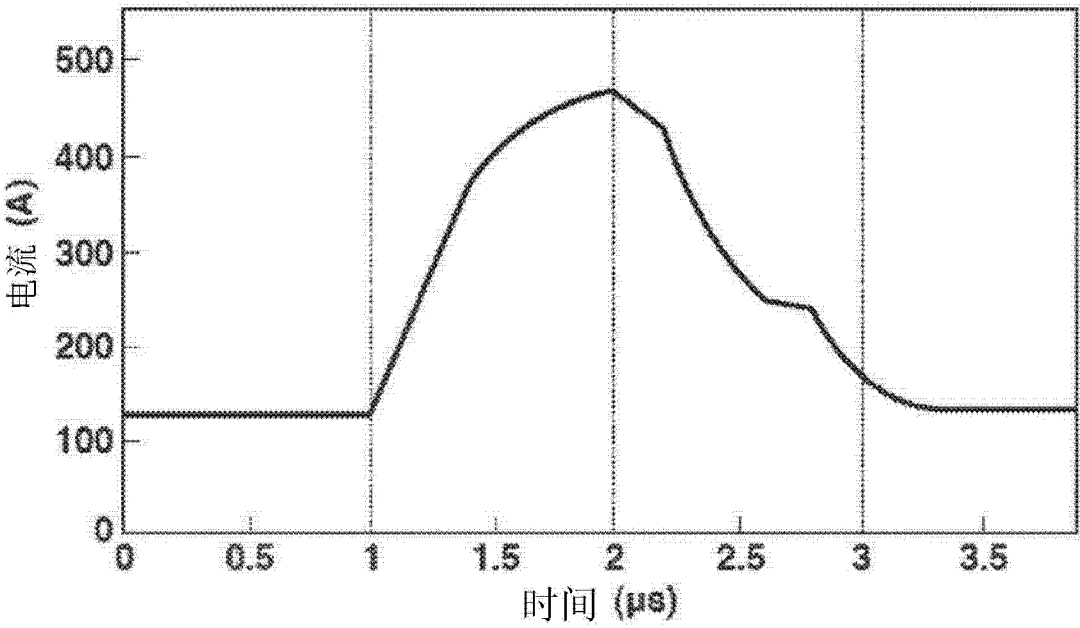


图 5

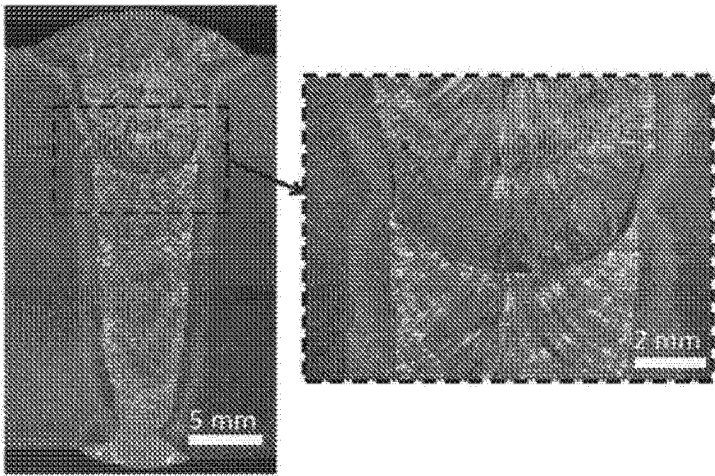


图 6

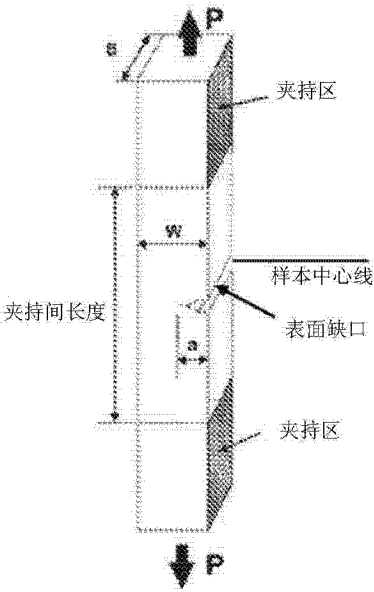


图 7

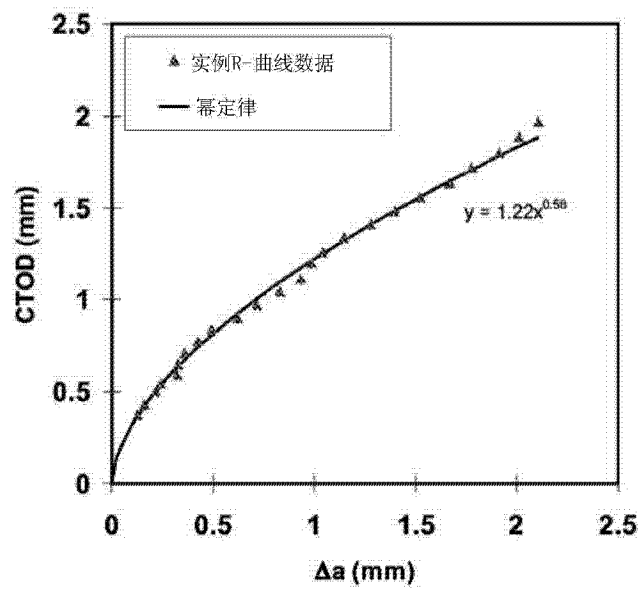


图 8

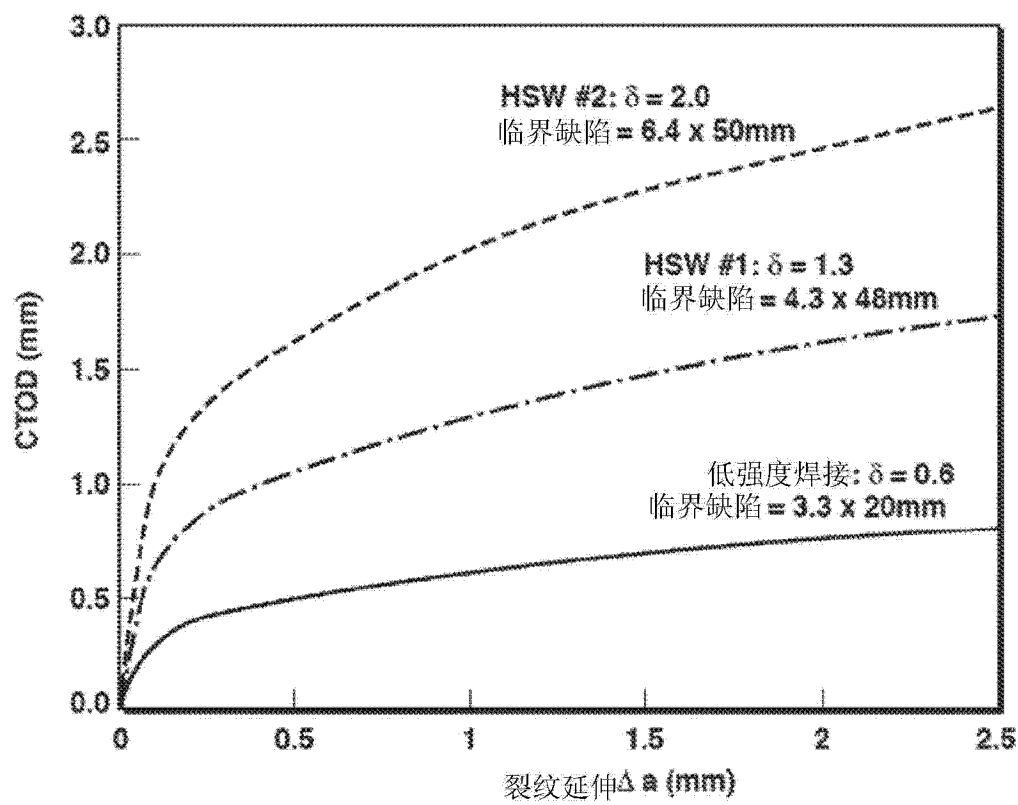


图 9

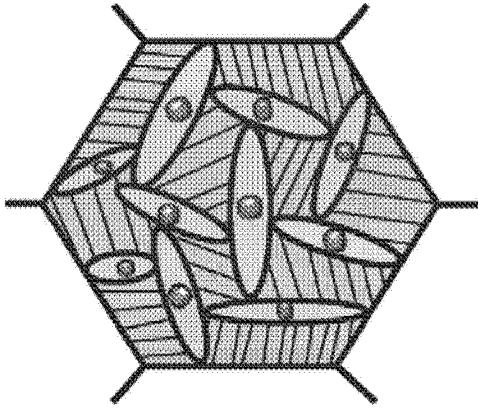


图 10

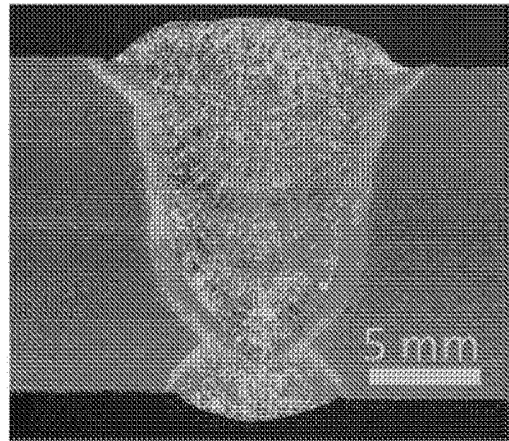


图 11

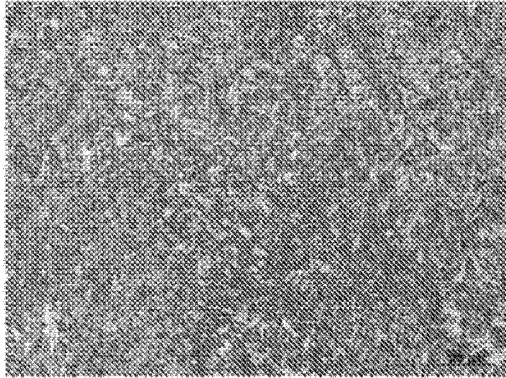


图 12

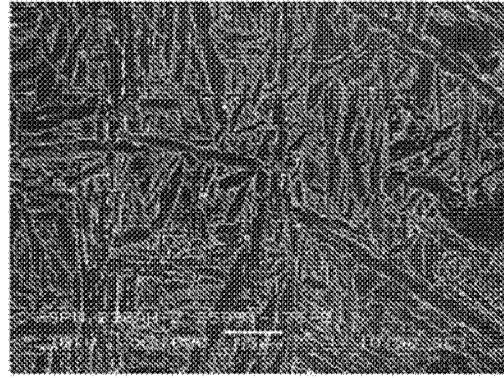


图 13

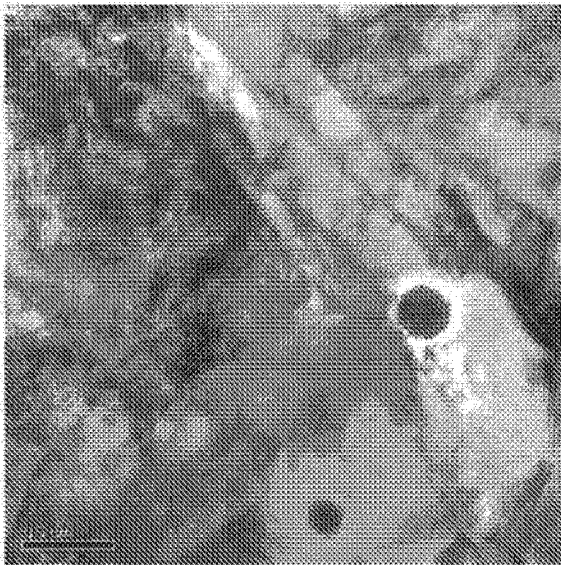


图 14

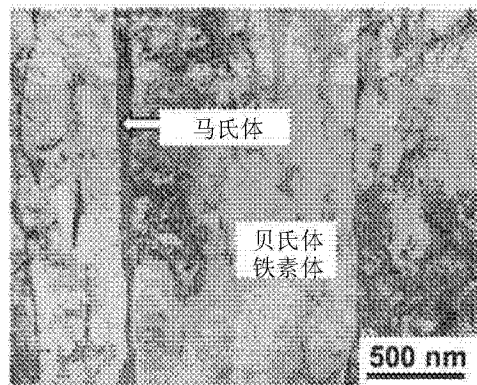


图 15

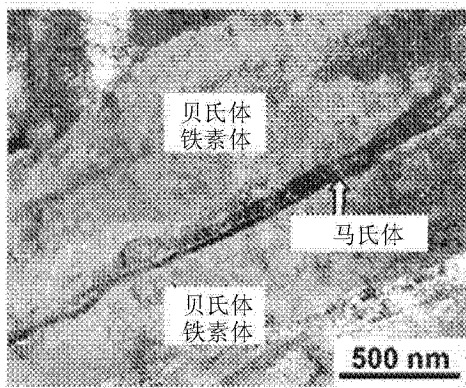


图 16

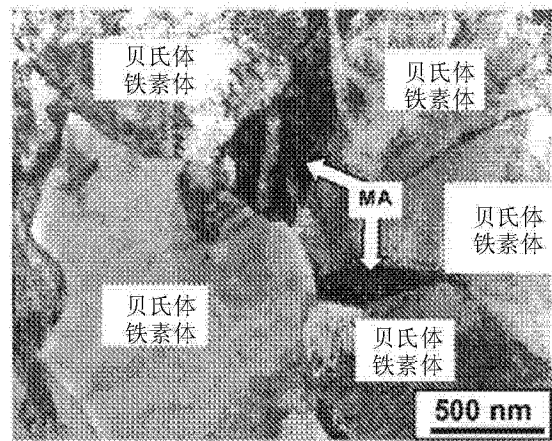


图 17

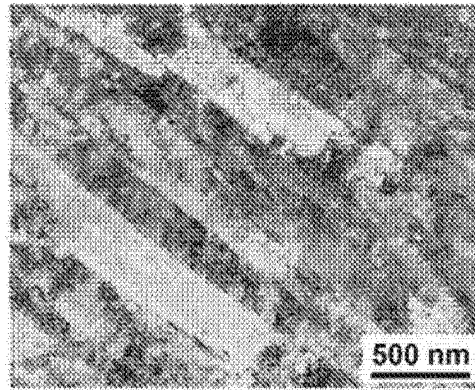


图 18

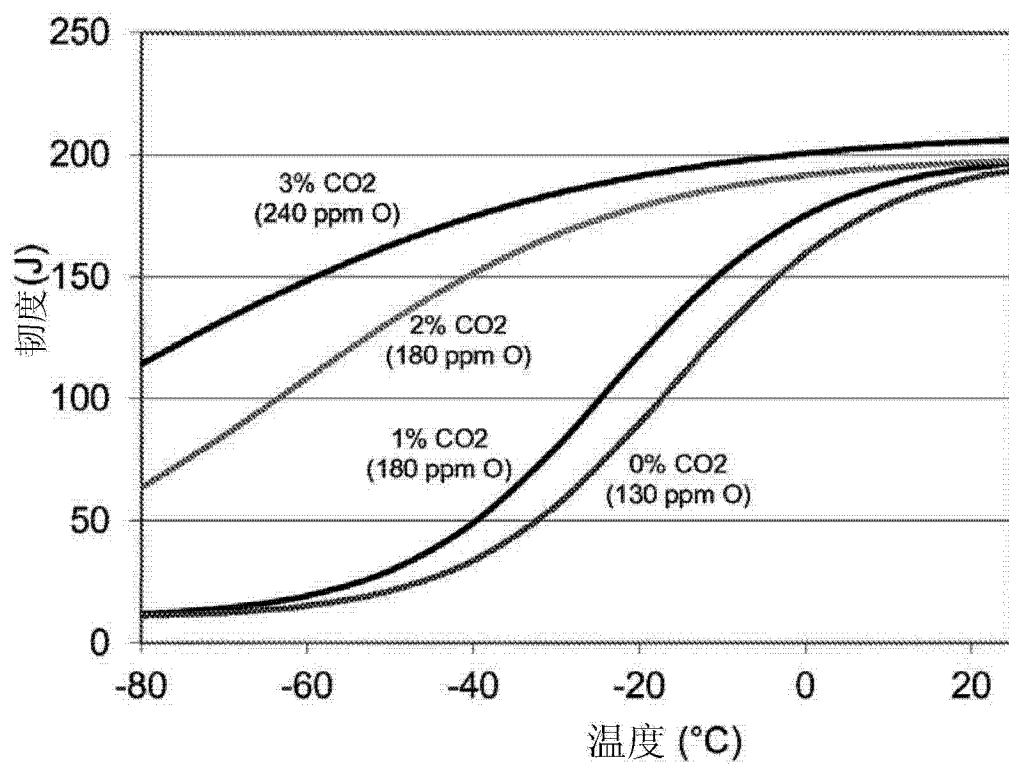


图 19

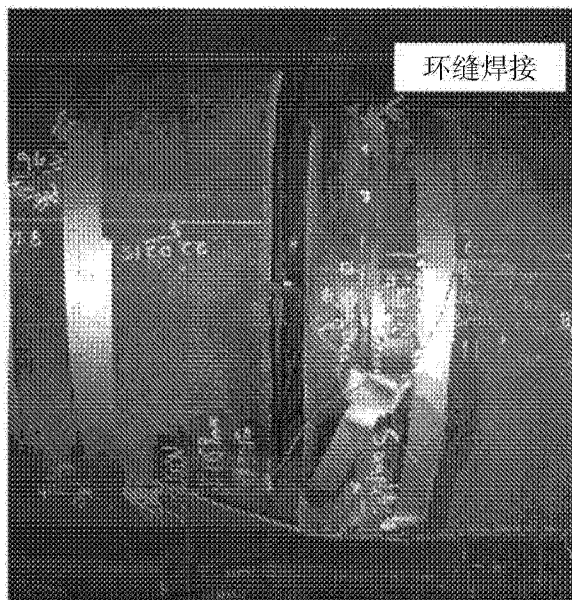


图 20