



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101798658 B

(45) 授权公告日 2011.06.22

(21) 申请号 201010146762.4

(22) 申请日 2010.04.12

(73) 专利权人 中国石油天然气集团公司
地址 100007 北京市东城区东直门北大街9号中国石油大厦

专利权人 中国石油天然气集团公司管材研究所

(72) 发明人 冯耀荣 上官丰收 李德君 杨龙 刘永刚 宋生印

(74) 专利代理机构 北京市中实友知识产权代理有限公司 11013

代理人 谢小延

(51) Int. Cl.

E21B 33/127(2006.01)

C22C 38/38(2006.01)

B21B 37/74(2006.01)

C21D 9/08(2006.01)

(56) 对比文件

CN 100485158 C, 2009.05.06, 全文.

CN 1280443 C, 2006.10.18, 全文.

CN 2668847 Y, 2005.01.05, 全文.

EP 1024204 A2, 2000.08.02, 全文.

US 2003/0155118 A1, 2003.08.21, 全文.

王霞等. 可膨胀管关键技术的现状及展望. 《机械》. 2007, 第34卷(第8期), 1-3, 6.

李霄等. 可膨胀管技术及其管材性能. 《石油矿场机械》. 2005, 第34卷(第4期), 61-63.

徐瑞萍等. 石油膨胀管材料的设计准则. 《石油机械》. 2005, 第33卷(第11期), 28-31.

裴勇毅等. 可膨胀管技术及其管材性能优化的探讨. 《焊管》. 2004, 第27卷(第6期), 15-17, 87.

于同信. 油套管膨胀对材料性能的影响. 《国外石油机械》. 1999, 第10卷(第5期), 54-55.

审查员 李清燕

权利要求书 1 页 说明书 4 页

(54) 发明名称

一种含Mn24~30%的合金管材及其制造方法

(57) 摘要

本发明涉及一种含Mn24~30%的合金管材及其制造方法:将C:0.001~0.35%、Mn:24~30%、Si:0~5%、Al:1.0~3.5%、P≤0.015%、S≤0.010%、余量为Fe;或再添加Cr:1~6%、Cu:0.1~0.5%、Nb:0.01~0.9%、Ti:0.01~0.1%、V:0.01~0.3%中的一种或两种以上。经真空熔炼铸造,均匀化退火,热轧成钢板或棒材,电阻焊或热轧成管坯;经固溶及时效处理;获得具有优良可膨胀性能的合金管材。均匀延伸率≥60%,屈服强度250~400MPa。经过30~40%的塑性变形后,均匀延伸率≥25%,屈服强度达到500~630MPa。

CN 101798658 B

1. 一种含 Mn24 ~ 30% 的合金管材的制造方法, 其特征在于:

(1) 含 Mn24 ~ 30% 的合金管材的各成分按质量百分比如下:

C: 0.001 ~ 0.35 % ; Mn : 24 ~ 30 % ; Si : 0 ~ 5 % ; Al : 1.0 ~ 3.5 % ; P ≤ 0.015 % ; S ≤ 0.010 % ; N ≤ 0.008 % ; 余量为 Fe ; 或在上述基础上添加质量百分比 Cr : 1 ~ 6 % ; Cu : 0.1 ~ 0.5 % ; Nb : 0.01 ~ 0.9 % ; Ti : 0.01 ~ 0.1 % ; V : 0.01 ~ 0.3 % 中的一种或两种以上的合金元素;

(2) 将上述材料在真空条件下熔炼铸造, 铸锭在 1200℃ 进行 3 ~ 4 小时的均匀化退火, 钢锭经热轧后制成钢板, 1200 ~ 1150℃ 开轧, 终轧温度 900 ~ 850℃, 通过直缝电阻焊制管坯, 或通过热轧制成无缝管管坯;

(3) 经 (2) 工艺所得管坯经 1000 ~ 1200℃ 固溶处理后得到完全奥氏体组织, 管坯随后在 150 ~ 450℃ 条件下进行 200 ~ 800s 的时效处理, 获得具有优良可膨胀性能的合金管材。

2. 一种含 Mn24 ~ 30% 的合金管材, 其特征在于: 它是根据权利要求 1 所述的方法制备的。

一种含 Mn24 ~ 30% 的合金管材及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种石油天然气工业实体膨胀管用含 Mn24 ~ 30% 的合金管材及其制造方法。

背景技术

[0002] 实体膨胀套管 SET (Solid Expandable Tubular) 技术是以实现“节省”井眼尺寸为目的,在井眼中将套管柱径向膨胀至所要求的直径尺寸的一种钻井、完井和修井新技术。应用该技术可以使得下入的套管层数增加,给深井、复杂地质条件的钻井和井身结构带来“革命性”的影响和重大技术经济效益。它可以将井眼变“瘦”显著降级开发成本。它将“单一井径”成为可能。

[0003] 实体膨胀套管技术目前由少数几个公司所垄断,主要包括威德福公司、贝克石油工具公司、TIW 公司、亿万奇公司、哈里伯顿公司等,其中应用该技术最成熟的是亿万奇公司。许多关键技术,如:实体膨胀管用钢、膨胀套管连接技术、作业工具以及其他配套技术等属于商业保密,将该技术引进国内成本较高。实体膨胀管用钢是影响实体膨胀套管技术推广应用的几个关键技术之一。

[0004] 为了保证膨胀施工的顺利实施,膨胀管应具有优良的膨胀性能并且要求材料在膨胀之后仍具有良好的塑性和强度。传统的铁素体珠光体材料在发生一定量的冷变形之后,塑性会显著降低,使用不安全性较大。为了保证膨胀施工的顺利实施,可膨胀管应具有较低的屈服强度、低屈强比、优良的塑性(特别是均匀塑性变形能力)、较大的形变强化性能以保证经过较大的膨胀变形过程中变形均匀、不发生开裂等良好的膨胀性能并且要求材料在膨胀之后具有高的强度和良好的塑性。

发明内容

[0005] 本发明的目的是提供一种具有低屈服强度、高均匀延伸率、高塑性、高抗拉强度特性的含 Mn24 ~ 30% 的合金管材及其制造方法,所制得的膨胀管在膨胀扩径过程中具有良好的膨胀性能,优良的均匀变形能力,同时保证扩径后管体兼备高的强度和足够的塑性。

[0006] 本发明的所述的一种含 Mn24 ~ 30% 的合金管材及其制造方法:

[0007] (1) 含 Mn24 ~ 30% 的合金管材的各成分按质量百分比如下:

[0008] C:0.001 ~ 0.35%; Mn:24 ~ 30%; Si:0 ~ 5%; Al:1.0 ~ 3.5%; P ≤ 0.015%; S ≤ 0.010%; N ≤ 0.008%; 余量为 Fe; 或在此基础上添加质量百分比 Cr:1 ~ 6%; Cu:0.1 ~ 0.5%; Nb:0.01 ~ 0.9%; Ti:0.01 ~ 0.1%; V:0.01 ~ 0.3% 中的一种或两种以上的合金元素。

[0009] (2) 上述材料在真空条件下熔炼铸造,铸锭在 1200℃ 进行 3 ~ 4 小时的均匀化退火,以改善合金元素的偏析;钢锭经热轧后制成钢板,1200 ~ 1150℃ 开轧,终轧温度 900 ~ 850℃;通过直缝电阻焊制管坯,或通过热轧制成无缝管管坯。

[0010] (3) 经 (2) 工艺所得管坯经 1000 ~ 1200℃ 固溶处理后得到完全奥氏体组织,管坯

随后在 150 ~ 450℃ 条件下进行 200 ~ 800s 的时效处理, 获得组织性能更加稳定的可膨胀管。

[0011] 本发明主要是通过特殊的成分设计使合金在塑性变形过程中形成大量的机械孪晶从而提高合金的塑性变形能力, 即通过孪晶诱发塑性 (twinning induced plasticity) 机制, 即 TWIP 效应提高合金的塑性。TWIP 效应常出现于奥氏体合金中, 发生 TWIP 效应的奥氏体合金的均匀延伸率超过 40%, 这是一般的铁素体珠光体合金或马氏体合金所无法比拟的。根据可膨胀管的工作特点, 本发明合金具有高均匀延伸率、高塑性、低屈服强度、低屈强比, 高加工硬化能力等特点: 总延伸率 $\geq 70\%$, 均匀延伸率 $\geq 60\%$, 屈服强度 250 ~ 400MPa, 抗拉强度 630 ~ 900MPa, 屈强比 (屈服强度与抗拉强度之比) 0.34 ~ 0.55。低的屈服强度保证了膨胀过程的平稳启动, 高的均匀延伸率保证了膨胀管在膨胀过程中具有良好的膨胀性能, 高的加工硬化能力保证了膨胀管有着良好的均匀变形能力并且保证了膨胀施工完成之后管体强度大幅度增加。该材料在经过 30 ~ 40% 的塑性变形后具有高的强度和足够的塑性, 总延伸率 $\geq 35\%$, 均匀延伸率 $\geq 25\%$, 屈服强度达到 500 ~ 630MPa, 抗拉强度达到 700 ~ 900MPa, 屈强比 0.6 ~ 0.8。力学性能达到 API 标准对 70ksi ~ 90ksi 钢级套管力学性能的要求。

[0012] 要在室温下获得稳定的奥氏体组织必须加入合金元素降低奥氏体的 Ms 点。C 是奥氏体形成元素可以提高奥氏体的稳定性, 同时 C 可以起到固溶强化的作用而提高合金的强度。但是 C 含量不宜过高否则形成的金属碳化物很难在热处理过程中被消除, 对合金的力学性能产生不利的影响, 同时 C 含量高会导致合金焊接性能的降低; Mn 是稳定奥氏体形成元素, 当合金中的 C 含量一定时, 随着 Mn 含量的增加奥氏体的稳定性不断提高最终在室温下得到热力学稳定的奥氏体, 但是过高的 Mn 含量将增加合金热加工过程中的流变应力对合金的加工性能产生不利的影响。C 和 Mn 都是奥氏体成元素, 增加 C 含量可以将少 Mn 元素的添加量, 同样可以获得室温下稳定的奥氏体组织, 因此 C 和 Mn 在本合金中存在一定的比列关系, 只要控制好 C, Mn 的比列关系可以在很宽的合金成分范围内获得室温下稳定的奥氏体组织并使其在变形过程中发生 TWIP 效应, 并且其力学性能也可以根据需求在很宽的范围内进行调节。综合考虑合金的加工性和焊接性, 合金中 C 含量控制在 0.001 ~ 0.35%, Mn 含量控制在 24 ~ 30%。

[0013] 本发明中的奥氏体合金之所以可以发生 TWIP 效应主要是和奥氏体合金的堆垛层错能 (stacking fault energy) 有关, Fe-Mn 系合金的层错能一般在 10 ~ 40mJ/m², 当堆垛层错能小于 20mJ/m² 时, 合金将会发生奥氏体向 ϵ 马氏体的转变; 当堆垛层错能大于 20mJ/m² 时, 马氏体转变将会被抑制, 合金将形成大量的机械孪晶。机械孪晶的发生将会提高合金的加工硬化指数, 抑制局部的不均匀变形, 大大提高合金的均匀延伸率。合金元素 Si 和 Al 的加入的主要作用就是调节合金的堆垛层错能使合金。Si 在该合金中的作用, 首先可以使该合金的堆垛层错能降低, 其次 Si 可以起到固溶强化的作用, 提高合金的强度, 同时 Si 可以改变 C 在奥氏体中的溶解度, 并且 Si 可以减少合金在热加工过程中产生的氧化皮的数量, Si 的含量控制在 0 ~ 5% 之间。Al 可以提高合金的堆垛层错能, 是实现 TWIP 效应非常有效的元素, 同时 Al 的加入可以提高合金热变形过程中的流变应力, 延迟动态再结晶, 提高合金再结晶激活能细化合金的组织, 但是 Al 含量的过高不利于合金的酸性介质的耐蚀性和铸造性能, 因此 Al 含量控制在 1.0 ~ 3.5% 之间。P 可以提高该合金的强度, 但 P 的存

在会导致合金的塑性的降低,因此 P 的含量控制在 0.015% 以下, S 对该合金的热加工性能有着不利的影响应控制在 0.010% 以下。N 在很多低合金高强钢中都必须加以严格的控制,但是对于奥氏体合金而言, N 是一种有益的元素, N 对于奥氏体合金而言可以起到强烈的固溶强化作用同时对合金的塑性和韧性没有不良的影响,同时可以改善合金的焊接性,因此本合金对 N 的含量没有做严格的限制,但是刻意的添加 N 来提高合金的性能需要专门的设备会大幅度提高合金的生产成本。Cr 的添加有利于提高材料的耐蚀性,同时 Cr 的加入也可以起到固容强化的作用,在本合金中 Cr 的含量控制在 1 ~ 6% 就可满足套管的耐蚀性要求; 适量 Cu 的加入可以提高合金的耐大气腐蚀性能和力学性能,但 Cu 过高含量会恶化合金性能,因此 Cu 含量为 0.1 ~ 0.5%。

[0014] 奥氏体合金在加热冷却过程中没有相变的发生,因此难以用热处理的方式细化合金的组织,并且合金在加热保温的过程中,组织会发生不同程度的长大,因此可以向其中添加 V、Nb、Ti 等强碳化物元素通过控轧控冷工艺或者热机处理工艺 (thermomechanical processing) 获得组织细小的合金板材。V、Nb、Ti 与 C 和其他合金元素形成的金属间化合物在热轧或热处理的过程中弥散析出可以对基体的晶界起到钉扎作用,提高合金的再结晶温度,细化合金组织;同时细小弥散金属间化合物可以阻碍位错的滑移提高材料的强度。同时 V、Nb、Ti 的加入可以提高合金的焊接性能。

[0015] 该合金在真空条件下熔炼铸造成板坯,由于该合金的 Mn 含量很高容易产生成分偏析,因此铸锭在 1200℃ 进行 3 ~ 4 小时的均匀化退火以消除或改善合金的成分偏析,提高合金成分的均匀性从而提高合金力学性能均匀性。均匀化退火处理完成之后,通过热轧 (1200℃ 开轧,终轧温度 900℃) 获得板材,板材通过直缝电阻焊制成管坯;或者铸锭经热轧制成无缝管坯,所得的管坯经 1000 ~ 1200℃ 固溶处理后得到完全奥氏体组织,随后在 150 ~ 450℃ 条件下进行 200 ~ 800s 的时效处理,获得组织性能更加稳定的可膨胀管材。

[0016] 发明效果

[0017] 本发明具备以下性能特点:

[0018] (1) 可膨胀套管在膨胀前具有高均匀延伸率、高塑性、低屈服强度、低屈强比等特点:均匀延伸率 $\geq 60\%$,总延伸率 $\geq 75\%$,屈服强度 250 ~ 400MPa,抗拉强度 630 ~ 900MPa,低的屈强比 (屈服强度与抗拉强度之比) 0.34 ~ 0.55。在经过 30 ~ 40% 的塑性变形后具有高的强度和足够的塑性,总延伸率 $\geq 35\%$,均匀延伸率 $\geq 25\%$,屈服强度达到 500 ~ 630MPa,抗拉强度达到 700 ~ 900MPa,屈强比 0.6 ~ 0.8。力学性能达到 API 标准对 70ksi ~ 90ksi 钢级套管力学性能的要求。

[0019] (2) 在 -50℃ ~ 200℃ 温度范围内,为完全奥氏体组织,不出现冷脆转变。

[0020] (3) 具有良好的耐蚀性性能。

具体实施方式

[0021] 实施例 1

[0022] 合金成分: C = 0.003%, Mn = 27.1%, Si = 3.2%, Al = 2.8%, P = 0.008, S = 0.005, N = 0.008%, Ti : 0.03%, 其余 Fe。

[0023] 制造工艺: 在真空条件下熔炼铸造,铸锭在 1200℃ \pm 20℃ 进行 3 小时的均匀化退火,钢锭经热轧后制成钢板,1180℃ 开轧,终轧温度 890℃;通过直缝电阻焊制管成管坯。管

坯经 1180℃ ±20℃ 固溶处理后得到具有完全奥氏体组织的钢管,经 350-400℃ 时效处理 450-550s 后制成可膨胀管材。主要性能:屈服强度 260MPa,抗拉强度 650MPa,屈强比 0.40,均匀延伸率 80%,断后延伸率 95%。经 40% 的膨胀变形后,屈服强度 505MPa,抗拉强度 680MPa,屈强比 0.74,均匀延伸率 36.3%,总延伸率 41.7%。钢管具有良好的尺寸精度,抗外压挤毁性能好,且具有良好的耐腐蚀性能。膨胀变形后力学性能达到 API 70ksi 钢级套管性能要求。

[0024] 实施例 2

[0025] 合金成分:C = 0.08%, Mn = 24.6%, Si = 1.9%, Al = 1.65%, P = 0.008, S = 0.003, N = 0.007%, Nb = 0.06%, Cr = 4.3%, Cu = 0.2%, 其余 Fe。

[0026] 制造工艺:在真空条件下熔炼铸造,铸锭在 1200℃ ±20℃ 进行 4 小时的均匀化退火,钢锭经热轧制成无缝管管坯。管坯经 1170℃ ±20℃ 固溶处理后得到具有完全奥氏体组织的钢管,经 380 ~ 430℃ 时效处理 420 ~ 470s 后制成可膨胀管材。

[0027] 主要性能:屈服强度 360MPa,抗拉强度 780MPa,屈强比 0.46,均匀延伸率 68.0%,断后延伸率 75.3%。经 35% 的膨胀变形后,屈服强度 556MPa,抗拉强度 814MPa,屈强比 0.68,均匀延伸率 30.1%,总延伸率 38.4%。膨胀变形后力学性能达到 API 80ksi 钢级套管性能要求,且具有良好的耐蚀性。

[0028] 实施例 3

[0029] 合金成分:C = 0.32%, Mn = 24.4%, Si = 0.5%, Al = 1.5%, P = 0.007, S = 0.004, N = 0.008%, Cr = 3.3%, Cu = 0.4%, V = 0.05%, 其余 Fe。

[0030] 制造工艺:在真空条件下熔炼铸造,铸锭在 1180℃ ±20℃ 进行 4 小时的均匀化退火,钢锭经热轧制成无缝管管坯。管坯经 1160℃ ±20℃ 固溶处理后得到具有完全奥氏体组织的钢管,经 400 ~ 450℃ 时效处理 400 ~ 450s 后制成可膨胀管材。

[0031] 主要性能:屈服强度 382MPa,抗拉强度 825MPa,屈强比 0.46,均匀延伸率 64.5%,断后延伸率 81.3%。经 30% 的膨胀变形后,屈服强度 628MPa,抗拉强度 860MPa,屈强比 0.73,均匀延伸率 29.3%,总延伸率 49.2%。膨胀变形后力学性能达到 API 90ksi 钢级套管性能要求,且具有良好的耐蚀性。