

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

C22C 38/18

C22C 38/50 C22C 38/54

C23C 8/26



[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 99816234.5

[43] 授权公告日 2003 年 4 月 2 日

[11] 授权公告号 CN 1104509C

[22] 申请日 1999.12.16 [21] 申请号 99816234.5

[30] 优先权

[32] 1999. 2. 18 [33] JP [31] 39529/1999

[86] 国际申请 PCT/JP99/07084 1999.12.16

[87] 国际公布 WO00/49190 日 2000.8.24

[85] 进入国家阶段日期 2001.8.17

[71] 专利权人 新日本制铁株式会社

地址 日本东京

[72] 发明人 高野光司 吉村公一 松井孝至

[56] 参考文献

JP6-311554A 1996.11.26

审查员 王怀东

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利
商标事务所

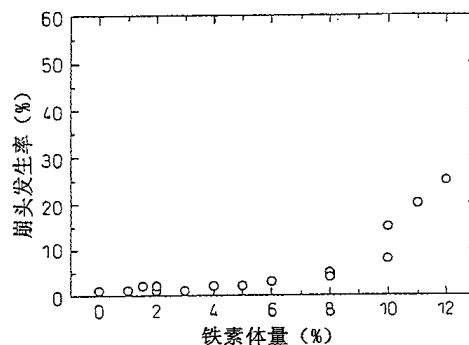
代理人 陈昕

权利要求书 2 页 说明书 13 页 附图 1 页

[54] 发明名称 耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢

[57] 摘要

本发明要提供建筑建材用的尤其是耐延迟断裂性能和韧性提高的高强度高耐蚀不锈钢如不锈钢攻丝螺纹，它使得廉价成分系列产品的特征得以充分发挥。本发明具体内容是，提供这样一种耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢及不锈钢螺丝及其制造方法，即它以质量百分比，含有 0.01—0.25% 的 C、0.05—1.0% 的 Si、0.1—2.0% 的 Mn、0.1—3.0% 的 Ni、11.0—16.0% 的 Cr、0.01—0.15% 的 N、0.01—3.0% 的 Mo，或者还含有 0.001—0.005% 的 B 和/或 0.05—0.5% 的 Ti、0.05—0.5% 的 Nb 和 0.05—0.5% 的 W 中的一种以上元素，它在材料中心部具有不到 10% 的铁素体并且从最外表面起至少 1 微米深的表层部具有马氏体和 3—30% 奥氏体的混合组织。



1. 一种耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢，其特征在于，它是质量百分比，含有 11.0%-16.0%Cr 的不锈钢，从最外表面起至少 1 微米深的表层部具有马氏体和 3%-30%的奥氏体的混合组织，所述不锈钢以质量%计，含有 0.01~0.25%的 C、0.05~1.0%的 Si、0.1%-2.0%的 Mn、0.1%-3.0%的 Ni、11.0%-16.0%的 Cr、0.01%-0.15%的 N、0.01%-3.0%的 Mo，余量为铁和不可避免的杂质。

2. 如权利要求 1 所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢，其特征在于，所述不锈钢以质量百分比，含有 0.06%-0.25%的 C、0.05%-1.0%的 Si、0.1%-2.0%的 Mn、0.1%-3.0%的 Ni、11.0%-16.0%的 Cr、0.01%-0.15%的 N、0.01%-3.0%的 Mo，余量为铁和不可避免的杂质，在材料中心部，它具有不到 10%的铁素体组织。

3. 如权利要求 1 所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢，其特征在于，所述不锈钢以质量百分比，含有 0.01%以上且不到 0.06%的 C、0.05%-1.0%的 Si、0.1%-2.0%的 Mn、0.1%-3.0%的 Ni、11.0%-16.0%的 Cr、0.01%-0.15%的 N、0.01%-3.0%的 Mo，余量为铁和不可避免的杂质，在材料中心部，它具有 10%-80%的铁素体组织。

4. 如权利要求 1-3 中任一项所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢，其特征在于，它以质量百分比，含有 0.001%-0.005%的 B。

5. 如权利要求 1-4 所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢，其特征在于，它以质量百分比，含有 0.05%-0.5%的 Ti、0.05%-0.5%的 Nb 和 0.05%-0.5%的 W 中的一种以上元素，其总量在 0.5%以下。

6. 如权利要求 1-5 所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢，其特征在于，它以质量百分比，含有 0.4%-2.0%的 Cu。

7. 一种耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢的制造方法，其特征在于，在 950℃ 以上的温区内对具有如权利要求 1-6 所述成分的钢进行氮化处理，从最外表面起至少 1 微米深的表层部具有马氏体和 3%-30%奥氏体的混合组织。

8. 一种耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢螺丝，其特征在于，在具有如权利要求 1-6 所述成分的钢中，它具有从最外表面起至少 1 微米深的表层部具有马氏体和 3%-30%奥氏体的混合组织，其表面硬度在 Hv450 以下。

耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢

技术领域

本发明涉及建筑建材等所用的且尤其是耐延迟断裂性能和韧性提高的高强度高耐蚀性不锈钢如不锈钢螺丝。

背景技术

过去，在马氏体系不锈钢制的高强度高耐蚀性不锈钢螺丝中，人们总是担心中心强度高、韧性低且延迟断裂等引起的崩头。

有人提出了为提高马氏体系不锈钢的韧性、提高耐延迟断裂性能而添加镍的方案（特开平 9-206792 号公报）。

另一方面，知道了最外层是马氏体而中心部是马氏体+铁素体的双相钢同时具有延性和强度（特开平 7-316740 号公报）。

在传统的钢种中，尽管能提高韧性和耐延迟断裂性能，但不十分适用于紧固力高的螺丝。

发明概述

因此，本发明的目的以廉价提供一种解决上述问题的、同时具有耐蚀性和强度的而且提高了韧性与耐延迟断裂性能的不锈钢。

本发明人为解决上述问题而进行了各种研究，结果发现，在各种研究，结果发现，在复相不锈钢中，通过成分调整和氮化处理等表面改质处理来调整表面组织（马氏体+奥氏体），从而稳定地获得了耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢。

我们发现，通过控制组织地促成表面氮化，表面硬化更容易了，在中心部硬度降低的情况下，稳定地获得了耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢。基于上述认识而实现了本发明。

即，本发明提供了一种耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢，它

是以质量百分比，含有 11.0%-16.0%Cr 的不锈钢，从最外表面起至少 1 微米深的表层部具有马氏体和 3%-30%的奥氏体的混合组织。

根据本发明，如权利要求 1 所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢的特征是，所述不锈钢以质量百分比，含有 0.06%-0.25%的 C、0.05%-1.0%的 Si、0.1%-2.0%的 Mn、0.1%-3.0%的 Ni、11.0%-16.0%的 Cr、0.01%-0.15%的 N、0.01%-3.0%的 Mo，余量为铁和不可避免的杂质，在材料中心部，它具有不到 10%的铁素体组织。

根据本发明，权利要求 1 所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢的特征是，所述不锈钢以质量百分比，含有 0.01%以上且不到 0.06%的 C、0.05%-1.0%的 Si、0.1%-2.0%的 Mn、0.1%-3.0%的 Ni、11.0%-16.0%的 Cr、0.01%-0.15%的 N、0.01%-3.0%的 Mo，余量为铁和不可避免的杂质，在材料中心部，它具有 10%-80%的铁素体组织。

根据本发明，如上所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢的特征是，它以质量百分比，含有 0.001%-0.005%的 B。

如上所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢的特征是，它以质量百分比，含有 0.05%-0.5%的 Ti、0.05%-0.5%的 Nb 和 0.05%-0.5%的 W 中的一种以上元素，其总量在 0.5%以下。

如上所述的耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢的特征是，它以质量百分比，含有 0.4%-2.0%的 Cu。

本发明提供了一种耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢的制造方法，其特征是，在 950℃ 以上的温区内对具有上述成分的钢进行氮化处理，从最外表面起至少 1 微米深的表层部具有马氏体和 3%-30%奥氏体的混合组织。

本发明提供了一种耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢螺丝，其特征是，在具有上述成分的钢中，它具有从最外表面起至少 1 微米深的表层部具有马氏体和 3%-30%奥氏体的混合组织，其表面硬度在 Hv450 以上。

本发明提供了一种耐延迟断裂性能优良的高强度高韧不锈钢螺丝的制造方法，其特征是，在 950℃ 以上的温区内对具有上述成分的螺丝进行

氮化处理，从最外表面起至少 1 微米深的表层部具有马氏体和 3%-30% 奥氏体的混合组织。

附图简单说明

图 1 表示螺丝材料中心部的铁素体量与崩头（由拧入时的冲击及随后的延迟断裂引起的）发生率的关系。

图 2 表示表层的奥氏体量与崩头（由拧入时的冲击与随后的延迟断裂引起的）发生率。

发明的最佳实施方案

首先，说明本发明第一及第二发明的基体钢的成分范围。

碳，为获得基体的马氏体强度而添加 0.06%以上的碳。不过，如果碳添加量超 0.25%，则韧性变差，耐延迟断裂性能也恶化。因此，上限被限定为 0.25%。其含量最好为 0.010%-0.20%。

硅，为了钢脱氧而添加了 0.05%以上的硅。不过，如果超过了 1.0%，则因固溶强化而提高了软化退火后的硬度，冷加工性能变差。因此，上限定为 1.0%，其含量最好为 0.1%-0.6%。

锰，为了钢脱氧并促进氮化且通过短时间氮化处理而使表面形成马氏体+奥氏体的混合组织而添加 0.1%以上的锰。不过，如果锰添加量超过 2.0%，则其效果达到饱和且软化阻力增大，冷加工性能变差。因此，上限定为 2.0%，其含量最好是 0.2%-1.0%。

镍，为提钢的韧性以及耐延迟断裂性能而添加 0.1%以上的镍。但是，如果镍添加量超过 3.0%，则软化阻力增大，冷加工性能变差。因此，上限定为 3.0%，其含量最好是 0.2%-2.0%。

铬，为获得不锈钢组织且促进氮化并且表面获得马氏体+奥氏体的混合组织而添加 11.0%以上的铬。但是，当超过 16%时，在表层中不能获得马氏体+奥氏体的混合组织。因此，上限定为 16.0%，其含量最好是 12%-15%。

氮，为获得基体的马氏体强度而添加 0.01%以上的氮。但是，如果

氮添加量超过 0.15%，则发生气孔，制造性能显著恶化。因此，上限定为 0.15%，其含量最好是 0.01%–0.12%。

钼，为提高钢的耐蚀性而添加 0.01%以上的钼。不过，如果钼添加量超过了 3.0%，则在表层中将不能获得马氏体+奥氏体的混合组织。因此，上限定为 3.0%，其含量最好是 0.5%–2.5%。

接着，说明材料中心部的铁素体组织量的限定理由。

当材料中心部的铁素体组织量在 10%以上时，铬碳氮化物在铁素体界面上析出，韧性恶化。图 1 画出了 0.16C–0.2Si–0.3Mn–1.1Ni–13~16Cr–2Mo–0.09N 材料的螺丝的材料中心部的铁素体量与崩头（由拧入时的冲击和随后的延迟断裂引起的）发生率的关系。铁素体量达到 10% 以上后，崩头发生率激增。因此，材料中心部的铁素体量限定为不到 10%。最好在 5%以下。在这里，材料中心部的残余是马氏体相或马氏体+奥氏体相。

接着，说明表面组织的限定理由。

当在从最外层表面起至少 1 微米以上深度的组织是马氏体单相时，韧性及耐延迟断裂性能恶化。因此，为了提高韧性和耐延迟断裂性能，除了马氏体组织外，含有 3%以上的奥氏体组织。图 2 画出了表层的奥氏体量与崩头（由拧入时的冲击和随后的延迟断裂引起的）发生率的关系。当表层的奥氏体量在 3%时以下，崩头发生率激增。不过，如果奥氏体组织超过 30%时，表面硬度降低，表面强度恶化。因此，表层的奥氏体相的含量被定为在 30%以下。最好为 5%–20%。尽管在本发明中实施的是通过氮化进行表面改质，但本发明也包含通过渗碳与表面镀覆（+合金化处理）等其它表面改质方式带来的效果。此外，也包含不进行表面改质的真空淬火时的表面状态。

接着，说明本发明第一发明和第三发明的限定理由。

当在材料中心部存在 10%以上的铁素体时，如果碳添加量超过 0.06%，则在铁素体界面上析出了铬碳氮化物，韧性及耐延迟断裂性能恶化。因此，上限被定为不到 0.06%。此外，如果碳不到 0.01%，则钢强度不够，所以下限定为 0.01%。

接着,说明材料中心部的铁素体组织的限定理由。

如果材料中心部的组织是 10%~80% 铁素体与马氏体的混合组织,则在 950℃-1100℃ 的氮化时的结晶颗粒大小细化到 30 微米以下,通过晶界扩散促进了氮化,在材料中心部的强度低的状态下,能够有效提高表面强度,并且,能够在从最外层表面起至少 1 微米深的地方形成马氏体+奥氏体的双相组织,提高韧性和耐延迟断裂性能。因此,如果必要,使材料中心部的组织成为 10%-80%的铁素体,最好是 20%-60%的铁素体。在这里,材料中心部的残余组织是马氏体相或马氏体+奥氏体相。

接着,说明本发明第四发明的限定理由。

为了进一步提高材料韧性,根据需要添加 0.001%以上的 B。不过,如果 B 添加量超过 0.005%,则生成硼化物,反倒使韧性下降。因此,上限定为 0.005%并且 B 添加量最好是 0.0015%-0.004%。

接着,说明本发明第五发明的限定理由。

为了防止作为碳氮化物碎片的淬火时的颗粒长大并提高韧性,必要地添加 0.05%以上的 Ti、Nb、W 中的一种以上元素。但是,如果添加量超过 1.0%,则反倒使韧性恶化。因此,上限定为 1.0%。

接着,说明本发明第六实施例的限定理由。为了提高钢的耐蚀性,必要地加入 0.4%以上的 Cu。不过,如果添加量超过 2.0%,则表层的残留奥氏体量增大,拧入性能恶化。因此,上限定为 2.0%。

接着,说明本发明第七发明的限定理由。在不到 950℃ 地进行氮化的场合下,虽然表面硬化,但表面附近析出许多碳氮化物,钢的韧性(崩头性)恶化。因此,氮化温度的下限定为 950℃。

接着,说明本发明第八发明的限定理由。在不锈钢螺丝中,如果适用于铁板等硬质物的螺丝的表面硬度达不到 Hv450 以上,就没有效。因此,本发明螺丝表面硬度的下限为 Hv450。

实施例

以下,说明本发明的实施例。

表 1 表示本发明适用钢 A-I、T-W、AB、AC、AF-AH 与对比钢 J-S、W-Z、AA、AD、AE、AI-AK 的化学成分。

本发明适用的钢 A-D 与对比钢 J-O 与第 1、第 2、第 7-第 9 发明的实施例有关，其基本成分为 0.2Si-13Cr-2Mo，使影响表面组织及韧性、延迟断裂性能的 C (%)、Mn (%)、Ni (%)、N (%) 量变化。

本发明适用的钢 E、F 与对比钢 P 与第 1、第 2、第 7-第 9 发明的实施例有关，其基本成分为 0.16C-0.3Mn-1.1Ni-13Cr-2Mo-0.09N，使影响冷加工性能的 Si (%) 量变化。

本发明适用的钢 G-I 与对比钢 Q-S 与第 1、第 2、第 7-第 9 发明的实施例有关，其基本成分为 0.16C-0.2Si-1.2Ni-0.08N，使影响表面组织及韧性和延迟断裂性能的 Cr (%)、Mo (%) 量变化。

本发明适用的钢 T-W 与对比钢 X-Z、AA 与第 1、第 3、第 7-第 9 发明的实施例有关，其基本成分为 0.2Si-0.4Mn-13Cr-2Mo，使影响组织、强度、韧性和耐延迟断裂性能的 C (%)、Ni (%)、N (%) 量变化。

本发明适用钢 B、AB 与对比钢 AD 与第 4、第 7-第 9 发明的实施例有关，其基本成分为 0.16C-0.3Si-0.3Mn-1.0Ni-13.1Cr-2.1Mo-0.08N，使影响韧性的 B 量 (%) 变化。

本发明适用钢 U、AC 与对比钢 AE 与第 4、第 7-第 9 发明的实施例有关，其基本成分为 0.02C-0.2Si-0.3Mn-1.1Ni-13Cr-2.1Mo-0.08N，使影响韧性的 B 量 (%) 变化。

本发明适用钢 AF-AH 与对比钢 AI-AK 与第 5、第 7-第 9 发明的实施例有关，其基本成分为 0.02C 及 0.16C-0.2Si-0.3Mn-1.1Ni-13Cr-2Mo-0.07N 系列，使影响原奥氏体晶粒大小 (韧性) 的 Ti、Nb、W 变化。

本发明适用钢 AL、AM 与对比钢 AN、AO 与第 6-第 9 发明的实施例有关，其基本成分为 0.02C 及 0.16C-0.2Si-0.3Mn-1.1Ni-13Cr-2Mo-0.07N 系列，使影响耐蚀性、拧入性的 Cu 量变化。

这些钢是通过普通不锈钢线材制造过程被轧制到 $\phi 5.5$ 毫米并在 1000°C 下进行热轧而获得的。所获得轧件在批炉内进行软化退火并进行酸洗，冷拉到 $\phi 3.9$ 毫米，随后，在批炉内软化退火并进行酸洗，连续冷拉到 $\phi 3.85$ 毫米，冷加工出钻头形状的攻丝螺纹。随后，在真空拉拔后，在 1 大气压氮气气氛下在置换炉中并在 1030°C 进行 100 分钟氮

化处理，通过氮气冷却进行淬火处理，在 200℃ 下进行回火处理。随后，表示拧入性能（强度代表值）、韧性、延迟断裂性能、材料中心部的铁素体量、最外表面的奥氏体量。

拧入性能是如此评估的，在 1.6 毫米厚的 SS400 钢板上，以 18kg 负荷以及 2500rpm 转速拧入 10 个螺丝，根据直到第 1 螺丝的螺纹牙被拧入的时间来评估拧入性能。如果平均在 3.5 秒内，则拧入性能（强度）0，如果超过 3.5 秒，则评为 X。本发明例子的拧入性能都是 0。

韧性是如此评估的，即在 5 毫米厚的 SS400 钢板上，以 27kg 负荷以及 2500rpm 转速其转速不降低地完全拧入 5 个螺丝，施加冲击并判断螺丝头是否崩掉。没有发生崩头时，评为 0，即使一个螺丝发生崩头，也评为 X。本发明例子的韧性（崩头）都是 0。

延迟断裂实验是这样的，即在 5 毫米厚的 SS400 钢板上完全拧入带不锈钢垫片的 5 个螺丝，随后施加 200kg-cm 的扭矩地拧入并进行盐水喷雾实验（5%NaCl, 35℃, 48h），随后，判断螺丝头是否崩掉。没有发生崩头时，评为 0，即使一个螺丝发生崩头，也评为 X。本发明例子的耐延迟断裂性能（崩头）都是 0。

材料中心部的铁素体量是如此求出的，即镜面研磨螺丝的纵截面，通过村上蚀刻给铁素体染色，随后，通过图象分析而根据面积率求出所述铁素体量。在本发明中，第 1 发明的铁素体量不到 10%，第 2 发明的铁素体量为 10%-80%。最外表面的奥氏体量是通过 X 线折射而根据奥氏体与铁素体的峰值强度比而算出的。本发明例子的最外表面的奥氏体量为 3%-30%。

表 2 表示第 1、第 2、第 7-第 9 发明适用钢的评估结果。在任何一个本发明例子中，铁素体量在材料中心部不到 10%，表层的奥氏体量为 3%-30%，其拧入性能（强度）、韧性、耐延迟断裂性能优良。

表 2 表示第 1、第 2、第 7-第 9 发明适用钢的特性评估结果。如上所述，在第 1-9 号本发明例子中，材料中心部的铁素体量不到 10%，最外面的奥氏体量为 3%-30%，其拧入性能、韧性（崩头）、延迟断裂性能优良。

表3表示第1、第2、第7-9发明的对比例的评估结果。

第10号对比例因C含量低而拧入性能差。第11号对比例因C含量高而韧性和延迟断裂性能差。第12号对比例Mn含量低而无法促进氮化,最外层的奥氏体量不到3%,拧入性能、韧性(崩头)、延迟断裂性能差。第13、14号对比例的Mn或Ni含量高,最外表面的奥氏体量在20%以上,其拧入性能差。第15号对比例的N含量高,在铸造阶段中产生了气孔,因此,制造性能显著恶化。因此,无法制成螺丝。第16号对比例的Si含量高,其韧性(崩头)、延迟断裂性能差。第17号对比例的Cr含量低,最外表面的奥氏体量不到3%,其韧性(崩头)、延迟断裂性能差。第18、19号对比例的Cr或Mo含量高,材料中心部的铁素体量超过10%,其韧性(崩头)、延迟断裂性能差。

接着,说明第1、3、第7-第9发明的特性评估结果。

表4表示第1、第3、第7-第9发明的特性评估结果。如上所述,在第20-第23号本发明例子中,材料中心部的铁素体量为10%-80%,最外层的奥氏体量为3%-20%,拧入性能、韧性(崩头)、延迟断裂性能优良。

表5表示第1、第3、第7-第9发明的对比例的特性评估结果。

由于第24号对比例的C量高,所以其韧性(崩头)、延迟断裂性能差。由于第25号对比例的C量低,所以其拧入性能差。第26号对比例的材料中心部的铁素体量超过了80%,所以其拧入性能差。第27号对比例的材料中心部的铁素体量不到10%,所以其拧入性能差。

表6表示第4、第7-第9发明的实施例的评估结果。

第28、29号本发明例子在拧入性能、韧性(崩头)、延迟断裂性能方面优良。另一方面,第30、31号对比例的B量超过了0.005%,所以其韧性(崩头)和延迟断裂性能差。

表7表示第5、第7-第9发明的实施例的评估结果。

第32-第34号本发明例子在拧入性能、韧性(崩头)、延迟断裂性能方面优良。另一方面,第35-第37号对比例的Ti、Nb、W的总量超过了0.5%,因此其韧性(崩头)和延迟断裂性能差。

表 8 表示第 6-第 9 发明实施例的评估结果。

第 38、39 号本发明例子在拧入性能、韧性（崩头）、延迟断裂性能方面优良。另一方面，第 40、41 号对比例在铜含量超过 2.0%时拧入性变差。

如从以上实施例中看到的那样，本发明是有优势的。

表 1 本发明适用钢及对比钢的化学成分 (质量%)

钢	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	O	N	B	Ti	Nb	W
本发明 适用钢	A	0.19	0.2	0.3	0.014	0.004	0.3	13.1	2.1	0.01	0.005	0.03	-	-	-	-
	B	0.17	0.3	0.3	0.025	0.004	1.1	13.1	2.1	0.01	0.005	0.08	-	-	-	-
	C	0.11	0.2	0.6	0.023	0.005	1.8	12.8	2	0.02	0.004	0.09	-	-	-	-
	D	0.07	0.15	1.6	0.021	0.002	2.6	13.1	1.8	0.2	0.009	0.003	0.12	-	-	-
	E	0.16	0.08	0.3	0.018	0.003	1.1	13.1	2	0.2	0.009	0.006	0.09	-	-	-
	F	0.17	0.8	0.4	0.02	0.002	1.3	12.8	1.9	0.3	0.012	0.004	0.09	-	-	-
	G	0.16	0.4	0.3	0.02	0.002	1.3	11.5	2.7	0.2	0.005	0.005	0.08	-	-	-
	H	0.16	0.3	0.3	0.026	0.003	1.3	14.2	1	0.2	0.006	0.005	0.09	-	-	-
	I	0.15	0.2	0.3	0.026	0.003	1.3	15.8	0.1	0.2	0.023	0.004	0.08	-	-	-
	J	0.05*	0.15	0.6	0.014	0.004	2.9	12.7	1.7	0.3	0.013	0.005	0.1	-	-	-
对比钢	K	0.24*	0.2	0.3	0.014	0.004	0.3	13.1	2.1	0.013	0.005	0.06	-	-	-	-
	L	0.15	0.3	0.08*	0.025	0.004	1	13.1	2.1	0.01	0.003	0.08	-	-	-	-
	M	0.17	0.3	2.5*	0.025	0.004	1.1	13.1	2.1	0.01	0.003	0.08	-	-	-	-
	N	0.16	0.2	0.5	0.024	0.005	3.1*	13.2	2	0.015	0.004	0.06	-	-	-	-
	O	0.12	0.4	0.5	0.021	0.002	1.2	13.1	1.9	0.2	0.021	0.004	0.16*	-	-	-
	P	0.16	1.3*	0.3	0.018	0.003	1.3	13.1	2	0.1	0.009	0.006	0.09	-	-	-
	Q	0.16	0.3	0.3	0.021	0.002	1.3	10.5*	2	0.2	0.004	0.005	0.08	-	-	-
	R	0.16	0.2	0.3	0.019	0.002	1.2	16.8*	1	0.1	0.015	0.005	0.09	-	-	-
	S	0.15	0.2	0.3	0.025	0.003	1.3	13.1	3.3*	0.2	0.023	0.004	0.08	-	-	-
	T	0.01	0.25	0.3	0.027	0.002	0.6	13.2	2	0.2	0.015	0.004	0.07	-	-	-
本发明 适用钢	U	0.02	0.2	0.4	0.027	0.002	1.1	13	2.1	0.15	0.005	0.08	-	-	-	-
	V	0.03	0.18	0.5	0.025	0.004	1.1	13.1	2	0.009	0.003	0.08	-	-	-	-
	W	0.05	0.32	0.4	0.023	0.002	1.4	13	2	0.016	0.004	0.08	-	-	-	-
	X	0.08*	0.31	0.4	0.026	0.003	0.6	13.1	2	0.2	0.018	0.003	0.05	-	-	-
	Y	0.005*	0.2	0.4	0.027	0.002	1.1	13	2.1	0.2	0.015	0.005	0.08	-	-	-
	Z	0.015	0.17	0.4	0.024	0.003	0.2	13.1	2	0.1	0.01	0.003	0.02	-	-	-
	AA	0.055	0.17	0.5	0.024	0.003	2.8	13	1.9	0.1	0.01	0.003	0.08	-	-	-
	AB	0.16	0.3	0.3	0.020	0.003	1.1	13.1	2.1	0.1	0.01	0.005	0.08	0.0030	-	-
	AC	0.02	0.2	0.4	0.028	0.003	1.1	13	2.1	0.2	0.015	0.005	0.08	0.0020	-	-
	AD	0.16	0.2	0.3	0.018	0.004	1.1	13.1	2.1	0.2	0.02	0.005	0.08	0.0080*	-	-
对比钢	AE	0.02	0.2	0.3	0.022	0.0024	1.1	13	2.1	0.010	0.005	0.08	0.0070*	-	-	-
	AF	0.16	0.3	0.3	0.020	0.003	1.1	13.1	2.1	0.1	0.01	0.005	0.08	-	0.2	-
	AG	0.16	0.3	0.3	0.022	0.002	1.1	13	2.1	0.1	0.012	0.005	0.07	-	0.1	0.2
	AH	0.02	0.2	0.4	0.025	0.002	1	13.1	2	0.2	0.015	0.005	0.06	-	-	-
	AI	0.15	0.3	0.3	0.024	0.0025	1.1	13	2	0.1	0.01	0.005	0.08	-	-	0.1
	AJ	0.16	0.2	0.3	0.019	0.0031	1	13	2.1	0.1	0.012	0.005	0.07	-	-	-
	AK	0.02	0.2	0.4	0.028	0.0018	1	13	2	0.2	0.015	0.005	0.06	-	-	0.3
	AL	0.16	0.2	0.4	0.025	0.0015	1.1	13	2	1.0	0.003	0.006	0.07	-	-	0.3
	AM	0.02	0.3	0.4	0.026	0.0020	1.1	13	2	1.5	0.020	0.004	0.07	-	-	0.1
	AN	0.16	0.2	0.3	0.018	0.0031	1.0	13.1	1.9	2.3	0.010	0.003	0.06	-	-	-
对比钢	AO	0.02	0.3	0.4	0.022	0.0018	1.1	12.9	2	0.010	0.003	0.07	-	-	-	0.6

表 2

权利要求 1、6-8 的本发明适用钢的特性评估结果

编号	钢	材料中心部的铁素 体量 (%)	最外层的奥氏 体量 (%)	拧入性能	韧性 (崩头)	延迟断裂性 能
1	A	8	8	0	0	0
2	B	1	13	0	0	0
3	C	3	6	0	0	0
4	D	0	5	0	0	0
5	E	0	8	0	0	0
6	F	0	23	0	0	0
7	G	0	5	0	0	0
8	H	0	7	0	0	0
9	I	0	9	0	0	0

表 3

权利要求 1、6-8 的对比钢的特性评估结果

编号	钢	材料中心部的铁素 体量 (%)	最外层的奥氏 体量 (%)	拧入性能	韧性 (崩头)	延迟断裂性 能
10	J	8	4	X	0	0
11	K	0	9	0	X	X
12	L	2	2*	X	X	X
13	M	0	31*	X	0	0
14	N	0	33*	X	0	0
15	O	-	-	-	-	-
16	P	2	17	0	X	X
17	Q	0	1*	0	X	X
18	R	12*	18	0	X	X
19	S	15*	18	0	X	X

表 4

权利要求 2、6-8 的本发明适用钢的特性评估结果

编号	钢	材料中心部的铁素体量 (%)	最外层的奥氏体量 (%)	拧入性能	韧性 (崩头)	延迟断裂性能
20	T	70	8	0	0	0
21	U	50	10	0	0	0
22	V	40	6	0	0	0
23	W	28	22	0	0	0

表 5

权利要求 2、6-8 的本发明适用钢的特性评估结果

编号	钢	材料中心部的铁素体量 (%)	最外层的奥氏体量 (%)	拧入性能	韧性 (崩头)	延迟断裂性能
24	X	35	10	0	X	X
25	Y	65	8	X	0	0
26	Z	85*	5	X	0	0
27	AA	8*	18	X	0	0

表 6

权利要求 3、6-8 的本发明适用钢及对比钢的特性评估结果

区分	编号	钢	材料中心部的铁素体量 (%)	最外层的奥氏体量 (%)	拧入性能	韧性 (崩头)	延迟断裂性能
本发明例	28	AB	2	12	0	0	0
本发明例	29	AC	42	6	0	0	0
对比例	30	AD	3	14	0	X	X
对比例	31	AE	45	8	0	X	X

表 7

权利要求 4-7 的本发明适用钢及对比钢的特性评估结果

区分	编号	钢	材料中心部的 铁素体量 (%)	最外层的奥 氏体量 (%)	拧入 性能	韧性 (崩头)	延迟断裂 性能
本发明例	32	AF	3	12	0	0	0
本发明例	33	AG	4	10	0	0	0
本发明例	34	AH	50	10	0	0	0
对比例	35	AI	4	15	0	X	X
对比例	36	AJ	3	14	0	X	X
对比例	37	AK	46	12	0	X	X

表 8

权利要求 5-8 的本发明适用钢及对比钢的特性评估结果

区分	编号	钢	材料中心部的 铁素体量 (%)	最外层的奥 氏体量 (%)	拧入 性能	韧性 (崩头)	延迟断裂 性能
本发明例	38	AL	1	20	0	0	0
本发明例	39	AM	40	25	0	0	0
对比例	40	AN	0	32	X	0	0
对比例	41	AO	30	33	X	0	0

工业实用性

如以上各实施例所示, 根据本发明, 可以廉价且稳定地提供建筑建材等所用的且尤其是耐延迟断裂性能和韧性提高的高强耐蚀不锈钢如不锈钢攻丝螺纹, 这在工业上非常有用。

图1

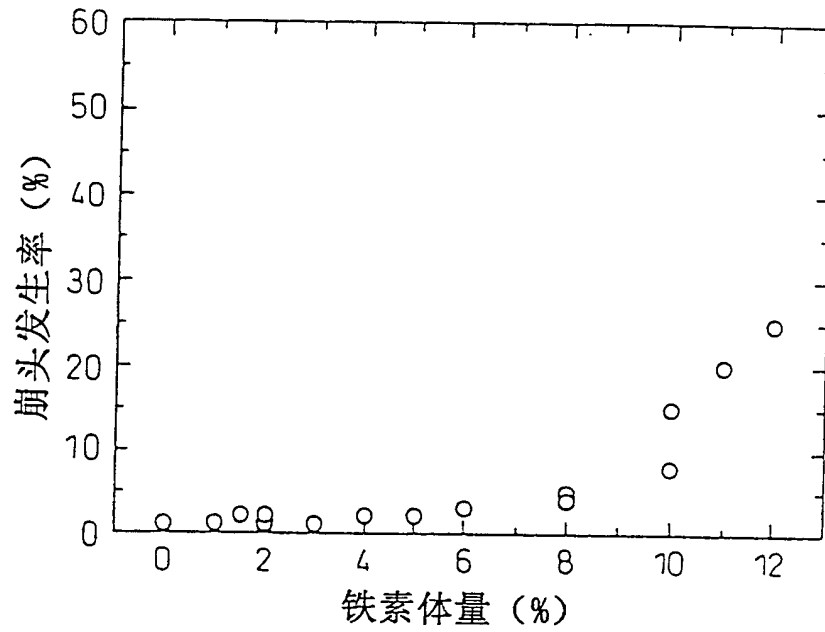


图2

