



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 104046917 B

(45) 授权公告日 2016. 05. 18

(21) 申请号 201310081053. 6

(22) 申请日 2013. 03. 13

(73) 专利权人 香港城市大学
地址 中国香港九龙

(72) 发明人 刘锦川 焦增宝

(74) 专利代理机构 隆天知识产权代理有限公司
72003

代理人 刘春生 于宝庆

(51) Int. Cl.

G22C 38/54(2006. 01)

G22C 38/16(2006. 01)

G22C 38/58(2006. 01)

G21D 1/00(2006. 01)

(56) 对比文件

CN 101638749 A, 2010. 02. 03,

CN 102409235 A, 2012. 04. 11,

CN 102851622 A, 2013. 01. 02,

CN 1498981 A, 2004. 05. 26,

CN 1478907 A, 2004. 03. 03,

WO 02/090610 A1, 2002. 11. 14,

Dieter Isheim et al.. Interfacial segregation at Cu-rich precipitates in a high-strength low-carbon steel studied on a sub-nanometer scale. 《Acta Materialia》. 2006, 第 54 卷

SEMYON VAYNMAN et al.. High-Strength Low-Carbon Ferritic Steel Containing Cu-Fe-Ni-Al-Mn Precipitates. 《METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A》. 2008, 第 39 卷

审查员 吴静

权利要求书1页 说明书8页 附图2页

(54) 发明名称

富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢及其制造方法

(57) 摘要

一种富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢及其制造方法,按重量百分比计其组分如下:C 为 0~0.2%;Cu 为 0.5~5%;Ni 为 0.01~4%;Mn 为 0.01~4%;Al 为 0.001~2%;Cr 为 0~12%;Mo 为 0~3%,W 为 0~3%,Mo+W 不低于 0.05%;V 为 0~0.5%,Ti 为 0~0.5%,Nb 为 0~0.5%,V+Ti+Nb 不低于 0.01%;Si 为 0~1%;B 为 0.0005~0.05%;P 不高于 0.04%;S 不高于 0.04%;N 不高于 0.04%;O 不高于 0.05%;余量为 Fe 和不可避免的杂质,经熔炼、铸造和锻轧后进行固溶和时效处理,制得以纳米团簇强化为主并结合细晶、固溶和位错强化的铁素体钢,获得优异的强韧性、焊接性和耐腐蚀性。

1. 一种富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,按重量百分比计,其化学组分如下:
C 为 0 ~ 0.2%;Cu 为 1.5 ~ 5%;Ni 为 0.01 ~ 2.5%;Mn 为 0.75 ~ 4%;Al 为 0.001 ~ 2%;Cr 为 0 ~ 12%;Mo 为 0 ~ 3%,W 为 0 ~ 3%,Mo+W 不低于 0.05%;V 为 0 ~ 0.5%,Ti 为 0 ~ 0.5%,Nb 为 0 ~ 0.5%,V+Ti+Nb 不低于 0.01%;Si 为 0 ~ 1%;B 为 0.0005 ~ 0.05%;P 不高于 0.04%;S 不高于 0.04%;N 不高于 0.04%;O 不高于 0.05%;余量为 Fe 和不可避免的杂质。
2. 根据权利要求 1 的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,所述富 Cu 纳米团簇的组成元素为 Cu、Ni、Mn、Al。
3. 根据权利要求 1 的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,所述富 Cu 纳米团簇的平均尺寸为 3nm,间距为 2 ~ 10nm,每立方微米纳米团簇数不少于 10,000 个。
4. 根据权利要求 1 的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,其中还包含复合纳米碳化物 (V, Ti, Nb)C,所述复合纳米碳化物 (V, Ti, Nb)C 的尺寸为 5 ~ 100nm。
5. 根据权利要求 1 的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,其基体组织为铁素体,所述铁素体的平均晶粒尺寸为 1 ~ 20 μm 。
6. 根据权利要求 1 至 5 中任一项的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,其屈服强度为 900 ~ 1200MPa。
7. 根据权利要求 1 至 5 中任一项的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,其拉伸强度为 1200 ~ 1500MPa。
8. 根据权利要求 1 至 5 中任一项的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,其伸长率为 10 ~ 20%。
9. 根据权利要求 1 至 5 中任一项的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,其断面收缩率为 50% ~ 80%。
10. 一种制造前述任一项权利要求的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的方法,其步骤如下:
 - (1) 使所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的化学组分构成的原料组合物依次进行熔炼、铸造和锻轧;
 - (2) 进行固溶处理,然后冷却至室温;
 - (3) 进行时效处理,然后冷却至室温。
11. 根据权利要求 10 的方法,其中所述固溶处理在 800 ~ 1300 $^{\circ}\text{C}$ 范围内进行。
12. 根据权利要求 11 的方法,其中所述固溶处理在 900 $^{\circ}\text{C}$ 进行。
13. 根据权利要求 11 或 12 的方法,其中所述固溶处理进行 0.1 ~ 3 小时。
14. 根据权利要求 13 的方法,其中所述固溶处理进行 0.5 小时。
15. 根据权利要求 10 的方法,其中所述时效处理在 400 ~ 600 $^{\circ}\text{C}$ 范围内进行。
16. 根据权利要求 15 的方法,其中所述时效处理在 550 $^{\circ}\text{C}$ 进行。
17. 根据权利要求 15 或 16 的方法,其中所述时效处理进行 0.1 ~ 20 小时。
18. 根据权利要求 17 的方法,其中所述时效处理进行 2 小时。

富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种超高强度铁素体钢及其制造方法,具体涉及一种富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢及其制造方法。

背景技术

[0002] 随着资源、环境压力日益加大,环保、节能越来越受到钢铁工业的重视。开发节能、节材且性能优异的超高强度钢,来满足各应用领域的结构和功能要求,是实现钢铁工业可持续发展的重要途径。

[0003] 传统超高强度钢,如低温回火马氏体组织或下贝氏体组织强化低合金钢,高温回火合金碳化物析出物、二次硬化组织强化超高强度钢,金属间化合物析出强化马氏体时效钢等,一定程度上达到了超高强度的要求,但高碳、高合金及热处理转变要求快冷等特性使其仍存在焊接性能及塑韧性差、成本高、材料尺寸受限等问题。

[0004] 随着纳米科技的发展,利用纳米析出相强韧化机制提高超高强度钢综合性能已成为开发新型超高强度钢的重要途径,特别是与采用传统马氏体基体相比,在铁素体结构基础上利用纳米析出相强化机制开发新型超高强度钢具有极大的工艺和成本优势。近来,研究者在 Cu 纳米团簇析出强化钢方面进行了初步研究。Cu 为面心立方结构元素,在体心立方结构铁素体基体中固溶度非常小,经过适当的热处理 Cu 可从铁素体基体中析出,形成 Cu 纳米团簇析出相,产生析出强化作用提高钢的强度,且研究表明纳米团簇尺寸越小、析出量越多、析出间距越小、分布越均匀,析出强化效果越好。但目前 Cu 析出强化钢中的 Cu 颗粒尺寸大多在 50nm 以上,且析出量少、析出颗粒间距大、颗粒分布不均,使得 Cu 颗粒的强化作用有限,所得 Cu 析出强化钢的强度大都在 1000MPa 以下,如专利 CN101328561A 中公开了一种纳米级 Cu 析出相强化的铬铁素体不锈钢,其中 Cu 析出颗粒尺寸为 50 ~ 200nm,利用 Cu 相析出强化作用得到的强化铁素体钢屈服强度不低于 300MPa、抗拉强度不低于 450MPa、伸长率不低于 25%。

[0005] 本发明通过合理调控合金元素的种类和含量以及热处理工艺,优化 Cu 纳米团簇的成核和长大过程,进而优化纳米团簇的析出尺寸、数量和分布,形成浓度高、分布均匀、尺寸细小的富 Cu 纳米团簇,最大程度的发挥富 Cu 纳米团簇的强化作用,同时结合细晶强化、固溶强化和位错强化等多种强化方式实现复合强化,制成低碳、低成本、综合性能优异的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢。

发明内容

[0006] 本发明的一个目的是提供一种富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,其中以高浓度、均匀分布、尺寸细小的富 Cu 纳米团簇强化为主,同时结合细晶强化、固溶强化和位错强化多种方式实现复合强化,制成具有超高强韧性、优良焊接性能和耐腐蚀性能的新型低成本超高强度铁素体钢。

[0007] 本发明的另一目的是提供一种制造上述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢

的方法。

[0008] 一方面,本发明提供一种富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,按重量百分比计,其化学组分如下:C 为 0 ~ 0.2%;Cu 为 0.5 ~ 5%;Ni 为 0.01 ~ 4%;Mn 为 0.01 ~ 4%;Al 为 0.001 ~ 2%;Cr 为 0 ~ 12%;Mo 为 0 ~ 3%,W 为 0 ~ 3%,Mo+W 不低于 0.05%;V 为 0 ~ 0.5%,Ti 为 0 ~ 0.5%,Nb 为 0 ~ 0.5%,V+Ti+Nb 不低于 0.01%;Si 为 0 ~ 1%;B 为 0.0005 ~ 0.05%;P 不高于 0.04%;S 不高于 0.04%;N 不高于 0.04%;O 不高于 0.05%;余量为 Fe 和不可避免的杂质。

[0009] 在本发明的一种实施方式中,所述富 Cu 纳米团簇的组成元素为 Cu、Ni、Mn、Al。

[0010] 在本发明的另一种实施方式中,所述富 Cu 纳米团簇的平均尺寸为 3nm,平均间距为 2 ~ 10nm,每立方微米纳米团簇数不低于 10,000 个。

[0011] 在本发明的另一种实施方式中,所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢中还包含复合纳米碳化物 (V, Ti, Nb)C,所述纳米碳化物的尺寸为 5 ~ 100nm。

[0012] 在本发明的另一种实施方式中,所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的基体组织为铁素体,所述铁素体的平均晶粒尺寸为 1 ~ 20 μm 。

[0013] 在本发明的另一种实施方式中,所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的屈服强度为 900 ~ 1200MPa,拉伸强度为 1200 ~ 1500MPa,伸长率为 10 ~ 20%,断面收缩率为 50% ~ 80%。

[0014] 另一方面,本发明还提供一种制造所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的方法,其步骤如下:

[0015] (1) 使所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的化学组分构成的原料组合物依次进行熔炼、铸造和锻轧;

[0016] (2) 进行固溶处理,然后冷却至室温;

[0017] (3) 进行时效处理,然后冷却至室温。

[0018] 在本发明方法的一种实施方式中,所述固溶处理在 800 ~ 1300 $^{\circ}\text{C}$ 范围内进行。

[0019] 在本发明方法的另一种实施方式中,所述固溶处理在 900 $^{\circ}\text{C}$ 进行。

[0020] 在本发明方法的另一种实施方式中,所述固溶处理进行 0.1 ~ 3 小时。

[0021] 在本发明方法的另一种实施方式中,所述固溶处理进行 0.5 小时。

[0022] 在本发明方法的另一种实施方式中,所述时效处理在 400 ~ 600 $^{\circ}\text{C}$ 范围内进行。

[0023] 在本发明方法的另一种实施方式中,所述时效处理在 550 $^{\circ}\text{C}$ 进行。

[0024] 在本发明方法的另一种实施方式中,所述时效处理进行 0.1 ~ 20 小时。

[0025] 在本发明方法的另一种实施方式中,所述时效处理进行 2 小时。

[0026] 本发明通过合理调控合金元素种类和含量以及热处理工艺,得到浓度高、分布均匀、尺寸细小的富 Cu 纳米团簇,有效发挥了纳米团簇的析出强化作用,并结合细晶强化、固溶强化和位错强化等多种方式进行复合强化,获得了优异的强韧性,其中以富 Cu 纳米团簇为主强化相,以其析出强化作用为最主要的强化方式,降低了钢中的碳含量,从而还具有优良的焊接性能和塑韧性,此外添加了适量的 Cr 和 Al 元素,可形成稳定的氧化铬和氧化铝保护膜,Cu 还起到提高钢在大气和海水中耐腐蚀性的作用,从而综合提高了钢的抗氧化和耐腐蚀性能。本发明综合优化了纳米团簇强化、细晶强化、固溶强化的合金元素种类和含量,使用最少量、最合理的合金元素,并且与现有的超高强度马氏体钢相比,本发明的超高强度

铁素体钢热处理后可不经淬火等快速冷却工艺,生产尺寸较大,并且适于连铸连轧生产,生产成本较低。

[0027] 综上所述,根据本发明的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,以所述富 Cu 纳米团簇强化为主,并结合纳米碳化物细晶强化、其他固溶合金元素固溶强化以及位错强化等多种方式实现复合强化,从而获得强韧性匹配极佳的性能,并具有优良的焊接性、耐腐蚀性且成本低,可广泛应用于汽车、舰船、桥梁、管线、能源、电站、海洋工程、建筑结构、压力容器、工程机械、集装箱及国防装备等领域。

附图说明

[0028] 结合附图参照下述详细说明本领域技术人员将更好地理解本发明的上述及诸多其他特征和优点,其中:

[0029] 图 1 是根据本发明实施例 1 制造的超高强度铁素体钢 NSF104 的基体中富 Cu 纳米团簇的高分辨透射电镜照片;

[0030] 图 2 是根据本发明实施例 1 制造的超高强度铁素体钢 NSF104 的基体中纳米碳化物的高分辨透射电镜照片;

[0031] 图 3 是根据本发明实施例 1 制造的超高强度铁素体钢 NSF104 的显微组织形貌扫描电镜照片;

[0032] 图 4 是根据本发明实施例 1 制造的超高强度铁素体钢 NSF108 和对比钢 T24 的拉伸应力应变曲线。

具体实施方式

[0033] 下面根据具体实施例对本发明的技术方案做进一步说明。本发明的保护范围不限于以下实施例,列举这些实例仅出于示例性目的而不以任何方式限制本发明。

[0034] 本发明提供一种富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢,按重量百分比计,其化学组分如下:C 为 0 ~ 0.2%;Cu 为 0.5 ~ 5%;Ni 为 0.01 ~ 4%;Mn 为 0.01 ~ 4%;Al 为 0.001 ~ 2%;Cr 为 0 ~ 12%;Mo 为 0 ~ 3%,W 为 0 ~ 3%,Mo+W 不低于 0.05%;V 为 0 ~ 0.5%,Ti 为 0 ~ 0.5%,Nb 为 0 ~ 0.5%,V+Ti+Nb 不低于 0.01%;Si 为 0 ~ 1%;B 为 0.0005 ~ 0.05%;P 不高于 0.04%;S 不高于 0.04%;N 不高于 0.04%;O 不高于 0.05%;余量为 Fe 和不可避免的杂质。

[0035] 以下对所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢中各化学组分含量范围的限定理由进行说明:

[0036] C:与 V、Ti 和 Nb 形成稳定的纳米碳化物,既能产生析出强化作用,还能有效细化铁素体晶粒,产生细晶强化作用,从而提高钢的强度,在本发明中为了保证钢的优良焊接性能和韧性,仅使用低的碳含量,因此本发明将 C 的含量限定在 0 ~ 0.2%;

[0037] Cu:纳米团簇的最主要组成元素,也是本发明中纳米团簇强化的最重要元素,利用成本较低的 Cu 形成纳米团簇可有效强化铁素体钢,减少碳化物强化的应用,进而可降低钢中的含碳量,有助于改善钢的焊接性能和韧性,此外 Cu 还具有提高钢在大气和海水中耐腐蚀性的作用,当 Cu 含量低于 0.5% 时,强化效果不明显,而当 Cu 含量过高时,会产生热脆性,对加工性能不利,因此本发明将 Cu 含量限定在 0.5 ~ 5%;

[0038] Ni: 纳米团簇的组成元素之一, 参与纳米团簇析出强化作用, 并能阻碍纳米团簇长大, 有助于细化纳米团簇, Ni 还有助于改善钢的韧性, 然而 Ni 为奥氏体形成元素, 其含量过高时, 钢中会残留奥氏体, 造成组织不均匀, 且会增加生产成本, 因此本发明将 Ni 含量限定在 0.01 ~ 4% ;

[0039] Mn: 纳米团簇的组成元素之一, 参与纳米团簇析出强化作用, Mn 为奥氏体形成元素, 具有推迟奥氏体向铁素体转变的作用, 有利于细化铁素体晶粒, 提高强度和韧性, 然而 Mn 含量过高时, 钢中会残留奥氏体, 造成组织不均匀, 并且高的 Mn 含量会导致钢坯偏析、韧性变差及可焊性降低, 因此本发明将 Mn 含量限定在 0.01 ~ 4% ;

[0040] Al: 纳米团簇的组成元素之一, 参与纳米团簇析出强化作用, Al 还是炼钢过程中的脱氧剂, 有净化钢液的作用, 然而 Al 含量过高时, 会带来冶炼浇铸的困难, 因此本发明将 Al 含量限定在 0.001 ~ 2% ;

[0041] Cr: 抗氧化和抗腐蚀元素, 可提高钢的抗氧化和耐腐蚀性能, 同时还是铁素体形成元素, 可增加和稳定钢的铁素体组织, 然而 Cr 含量过高会降低钢的韧性, 且会增加生产成本, 因此本发明将 Cr 含量限定在 0 ~ 12% ;

[0042] Mo 和 W: 铁素体形成元素, 稳定钢的铁素体组织, 还能起到固溶强化作用, 然而 Mo 和 W 添加过多, 基体会析出 Fe_2Mo 和 Fe_2W 脆性相, 使钢的韧性降低, 因此本发明将 Mo 和 W 的含量均限定在 0 ~ 3%, 且 Mo 和 W 的总量不低于 0.05% ;

[0043] V、Ti 和 Nb: 强碳化物形成元素, 与 C 形成面心立方结构的 MC 型碳化物 (M: V、Ti 或 Nb), 具有尺寸小、热稳定性高的特点, 可有效阻碍晶粒长大, 发挥细晶强化和析出强化的作用, 在本发明中为了保证钢的优良焊接性能和韧性, 仅使用低的碳含量, 添加 0.5% 的 V、Ti 或 Nb 即可使固碳效果达到饱和, 因此本发明将 V、Ti 和 Nb 的含量均限定在 0 ~ 0.5%, 且 V、Ti 和 Nb 的总量不低于 0.01% ;

[0044] Si: 提高碳分配, 防止渗碳体的形成, 还能稳定钢的铁素体组织, 起到固溶强化作用, 然而 Si 添加过多时, 会降低钢的韧性, 因此本发明将 Si 含量限定在 0 ~ 1% ;

[0045] B: 可显著净化晶界, 改善钢的强度和韧性, 然而 B 含量过高时, 晶界会析出过多硼化物, 降低钢的韧性, 因此本发明将 B 含量限定在 0.0005 ~ 0.05% ;

[0046] P 和 S: 钢中不可避免的杂质元素, 含量高时会与 Cu 形成脆性化合物, 危害钢的韧性和焊接性能, 因此 P 和 S 的含量均控制在 0.04% 以下 ;

[0047] N 和 O: 钢中不可避免的杂质元素, 危害钢的韧性和焊接性能, 因此 N 和 O 的含量分别控制在 0.04% 和 0.05% 以下 ;

[0048] 上述以外的成分为 Fe 及其他不可避免的杂质, 在不损害本发明效果的范围内, 不排除还含有上述以外的成分。

[0049] 本发明还提供一种制造所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的方法, 其步骤如下 :

[0050] (1) 使所述富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的化学组分构成的原料组合物依次进行熔炼、铸造和锻轧 ;

[0051] (2) 进行固溶处理, 然后冷却至室温 ;

[0052] (3) 进行时效处理, 然后冷却至室温。

[0053] 根据本发明的方法, 可于电弧炉、转炉、感应炉中进行冶炼, 然后可采用连铸方式

生产铸坯或采用模铸方式生产铸锭,所述铸坯或铸锭具有良好的冷、热加工性能,接着可进行冷轧、温轧或者在 800 ~ 1300℃ 范围内进行锻造或热轧,经轧制或锻造后将板材在 800 ~ 1300℃ 范围内进行固溶处理,处理时间为 0.1 ~ 3 小时,随后冷却,冷却方式可为空冷、风冷、油淬或水淬,可冷却至室温或直接冷却至时效温度进行时效处理,时效处理在 400 ~ 600℃ 范围内进行,处理时间为 0.1 ~ 20 小时,随后冷却,冷却方式同样可为空冷、风冷、油淬或水淬,最终得到本发明的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢。

[0054] 本发明通过锻轧等冷热变形工艺,可细化晶粒,还可引入大量位错和空位等缺陷,为高浓度纳米团簇成核提供良好条件,还可实现位错强化。随后根据本发明进行热处理,即在特定温度下先后进行一定时长的固溶处理和时效处理,经过固溶处理得到铁素体过饱和固溶体,通过合理控制时效温度和时效时间有效控制纳米团簇的析出和长大。就固溶处理而言,Cu 元素在面心立方结构的奥氏体中具有很大固溶度,根据本发明在 800 ~ 1300℃ 进行固溶处理,可保证所添加的 Cu 元素能够完全固溶于基体之中,而温度过高晶粒则会严重粗化,钢的强度和韧性均会下降。就时效处理而言,Cu 元素在铁素体中的固溶度很低,而且固溶度会随温度的下降而下降,若采用过高的时效温度,纳米团簇将会粗化,若采用过低的时效温度,纳米团簇则析出不足。根据本发明经过上述固溶处理后再于 400 ~ 600℃ 进行时效处理之后,经高分辨透射电镜照片证实,铁素体基体中共格析出了浓度高、分布均匀、尺寸细小的富 Cu 纳米团簇。根据纳米析出相强化机制,位错与析出相交互作用,析出相有效阻碍位错移动,从而实现强化,在析出相数量多、尺寸小、分布均匀的情况下可获得最大的强化效果。本发明通过合理调控合金化元素和热处理工艺获得浓度高、分布均匀、尺寸细小的富 Cu 纳米团簇,最大限度的发挥了富 Cu 纳米团簇的强化作用。此外,在本发明中,除 Cu 元素外还有其它元素 (Ni、Mn 和 Al) 也是纳米团簇的重要组成,不仅影响纳米团簇的成核,而且能够阻碍纳米团簇长大,有助于细化纳米团簇。

[0055] 此外,本发明的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢中还包含碳化物形成元素 (V、Ti 和 Nb) 和微量碳元素 (C),经上述热处理之后,在铁素体基体中以界面析出形式析出少量复合纳米碳化物,在不危害焊接性能和韧性的情况下,这些细小、热稳定性高的纳米碳化物起到了细晶强化作用。同时本发明通过优化各种合金元素种类和含量,积极发挥了合金元素 (例如 Mo 和 W) 的固溶强化作用,并通过合理的冷热变形和热处理工艺,实现了位错强化,从而达到以富 Cu 纳米团簇强化为主并结合细晶强化、固溶强化和位错强化实现复合强化的效果。

[0056] 除非另作限定,本发明所用术语均为本领域技术人员通常理解的含义。

[0057] 以下结合附图,通过实施例对本发明作进一步地详细说明。

[0058] 实施例 1

[0059] 根据本发明富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢的组成范围,冶炼了 9 种发明钢 NSF101 ~ 109,同时冶炼了电站应用的 T24 钢作为比较。按照表 1 所示 NSF101 ~ 109 和 T24 的合金成分组成,在电弧熔炼炉中进行冶炼和浇铸,将制得的铸锭以每次 5 ~ 10% 的压下量进行轧制处理,得到总变形量为 70% 左右的板材。将轧制后的板材在 900℃ 下进行 0.5 小时固溶处理,随后以氩气淬冷方式冷却至室温,然后在 550℃ 下进行 2 小时时效处理,随后同样以氩气淬冷方式冷却至室温,从而制得发明钢 NSF101 ~ 109 和对比钢 T24。

[0060] 表 1. 发明钢 NSF101 ~ 109 和对比钢 T24 的合金成分组成

[0061]

编号	组分(wt%)													Fe 及不可 避免杂质
	C	Cu	Ni	Al	Mn	Cr	Mo	W	V	Ti	Nb	Si	B	
NSF101	0.08	1.5	0.75	0.3	0.75	2.25	1.0	-	0.25	0.07	-	0.3	0.01	余量
NSF102	0.08	3.5	0.75	0.3	0.75	2.25	1.0	-	0.25	0.07	-	0.3	0.01	余量
NSF103	0.05	2.5	2.50	1.0	1.50	-	1.5	1.5	-	-	0.07	-	0.03	余量
NSF104	0.08	2.0	0.75	0.3	0.75	2.25	1.0	-	0.25	0.07	-	0.3	0.01	余量
NSF105	0.08	2.5	1.50	0.5	1.50	5.00	1.0	-	0.25	0.07	-	0.3	0.01	余量
NSF106	0.08	2.0	0.75	0.3	0.75	9.00	1.0	-	0.25	0.07	-	0.3	0.01	余量
NSF107	0.08	2.0	0.75	0.3	0.75	2.25	0.5	1.0	0.25	0.07	-	0.3	0.01	余量
NSF108	0.05	2.5	3.20	1.0	1.50	2.25	1.5	1.5	-	-	0.07	-	0.03	余量
NSF109	0.10	2.0	0.75	0.3	1.50	2.25	1.5	1.5	-	0.20	-	0.1	0.01	余量
T24	0.08	-	-	-	0.50	2.25	1.0	-	0.25	0.07	-	0.3	0.01	余量

[0062] 实施例 2

[0063] 按照表 1 中 NSF104 的合金成分组成,在电弧熔炼炉中进行冶炼和浇铸,将制得的铸锭以每次 5 ~ 10% 的压下量进行轧制处理,得到总变形量为 70% 左右的板材。将轧制后的板材在 850℃ 下进行 0.5 小时固溶处理,随后以水淬方式冷却至室温,然后在 550℃ 下进行 2 小时时效处理,随后以空冷方式冷却至室温。从而制得发明钢 NSF104'。

[0064] 实施例 3

[0065] 按照表 1 中 NSF104 的合金成分组成,在电弧熔炼炉中进行冶炼和浇铸,将制得的铸锭以每次 5 ~ 10% 的压下量进行轧制处理,得到总变形量为 70% 左右的板材。将轧制后的板材在 1200℃ 下进行 0.5 小时固溶处理,随后以水淬方式冷却至室温,然后在 550℃ 下进行 2 小时时效处理,随后以空冷方式冷却至室温。从而制得发明钢 NSF104''。

[0066] 试验例 1

[0067] 利用透射电镜对上述热处理后的对比钢 T24 和发明钢 NSF101 ~ 109 进行了分析。由表 1 可知,对比钢 T24 组成中不含纳米团簇形成元素,透射电镜结果显示对比钢 T24 中不存在纳米团簇,而在发明钢 NSF101 ~ 109 中发现了浓度高、分布均匀、尺寸细小的富 Cu 纳米团簇。图 1 为发明钢 NSF104 基体中纳米团簇的高分辨透射电镜照片,其中纳米团簇的平均尺寸约为 3nm,分布均匀,平均间距约为 4nm,每立方微米纳米团簇数不少于 10,000 个,通过透射电镜能谱分析确定,纳米团簇主要包括 Cu、Ni、Mn 和 Al 元素。由此可见,根据本发明的富 Cu 纳米团簇强化低成本超高强度铁素体钢中形成了浓度高、分布均匀、尺寸细小的富 Cu 纳米团簇,根据纳米析出相强化机制,这些浓度高、尺寸小的富 Cu 纳米团簇有效阻碍位错运动,能够显著增强铁素体钢的强度。

[0068] 此外,利用透射电镜还观察到一些纳米碳化物,图 2 为发明钢 NSF104 基体中析出的纳米碳化物的高分辨透射电镜照片,通过透射电镜能谱分析确定,所述纳米碳化物为复合纳米碳化物 (V, Ti)C,尺寸为约 20nm。纳米碳化物具有尺寸小、热稳定性高的特点,有效阻碍了晶粒长大,起到细晶强化作用。此外,与单一碳化物相比,复合碳化物具有更慢的粗

化行为,因而具有更好的热稳定性。图 3 为发明钢 NSF104 显微组织形貌的扫描电镜照片,如图所示其中基体组织为细晶铁素体,晶粒尺寸均匀、细小,平均晶粒尺寸为 $1.5\ \mu\text{m}$,可见基体中析出的上述纳米析出相有效起到了细化晶粒的作用,根据 Hall-Petch 关系式可知,通过细化晶粒尺寸,能够提高材料强度,同时晶粒尺寸越小,塑性越好,韧性指数越高。

[0069] 试验例 2

[0070] 通过线切割将发明钢 NSF101 ~ 109 和对比钢 T24 加工成拉伸试样,在 MTS 试验机上进行室温拉伸试验,屈服强度、拉伸强度、断面收缩率和伸长率结果列于表 2。图 4 是根据本发明制造的发明钢 NSF108 和对比钢 T24 的拉伸应力应变曲线。由表 2 及图 4 可见,对比钢 T24 经相同的冶炼和热处理工艺后,其屈服强度为 347MPa,拉伸强度为 586MPa,与已发表的文献相符,而根据本发明制造的发明钢 NSF101 ~ 109,屈服强度为 900 ~ 1200MPa,拉伸强度为 1200 ~ 1500MPa,与 T24 钢相比,屈服强度和拉伸强度均明显提高,并且断面收缩率保持在 50% ~ 80%,伸长率保持在 10 ~ 20%,强韧性匹配优良。由此可见,本发明通过调整纳米团簇强化、细晶强化和固溶强化元素,并采取适当的热处理工艺,大幅提高了钢的强度。

[0071] 表 2. 发明钢 NSF101 ~ 109 和对比钢 T24 的室温拉伸力学性能

[0072]

编号	屈服强度 (MPa)	拉伸强度 (MPa)	断面收缩率 (%)	伸长率 (%)
NSF101	942	1201	68	13.2
NSF102	1124	1264	64	13.7
NSF103	1062	1357	60	13.6
NSF104	1042	1261	66	14.2
NSF105	1057	1354	59	10.7
NSF106	1124	1245	62	13.5
NSF107	972	1210	72	16.6
NSF108	1119	1448	55	13.5
NSF109	1141	1266	61	13.1
T24	347	586	89	22.9

[0073] 试验例 3

[0074] 通过线切割将实施例 2 中制得的发明钢 NSF104' 加工成拉伸试样,在 MTS 试验机上进行室温拉伸试验,测得屈服强度为 1082MPa,拉伸强度为 1240MPa,断面收缩率为 67%,伸长率为 12.4%。

[0075] 如实施例 2 所述,发明钢 NSF104' 与 NSF104 的合金成分组成及热处理工艺相同,

不同之处在于,发明钢 NSF104' 在 850℃ 下进行固溶处理。通过降低固溶处理温度,可防止晶粒快速长大,获得细晶组织。因而,由上述室温拉伸实验测得的力学性能可知,在所述温度下进行固溶处理制得的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢同样具有超高的强度和良好的塑韧性。

[0076] 试验例 4

[0077] 通过线切割将实施例 3 中制得的发明钢 NSF104'' 加工成拉伸试样,在 MTS 试验机上进行室温拉伸试验,测得屈服强度为 944MPa,拉伸强度为 1207MPa,断面收缩率为 62%,伸长率为 12.7%。

[0078] 如实施例 3 所述,发明钢 NSF104'' 与 NSF104 的合金成分组成及热处理工艺相同,不同之处在于,发明钢 NSF104'' 在 1200℃ 下进行固溶处理。通过提高固溶处理温度,使合金元素充分固溶,冷却后合金元素在铁素体基体中将具有更大的过饱和度,从而增加纳米析出相的形核率,进而在时效处理时能够产生更多的纳米强化相。因而,由上述室温拉伸实验测得的力学性能可知,在所述温度下进行固溶处理制得的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢同样具有超高的强度和良好的塑韧性。

[0079] 综上所述,本发明一方面从热力学角度优化设计合金成分,合理调整面心立方元素、C 元素和其他合金元素的配比,最大程度的增加纳米析出相的体积分数,并同时控制析出温度和析出时间,造就大量形核位置,使全部固溶合金元素均匀析出,并在原位析出时控制纳米析出相的长大,获得浓度高、分布均匀、尺寸细小的富 Cu 纳米团簇,对实现新型超高强度钢的超高强度起到最关键的作用。此外纳米碳化物有效细化晶粒,最优化的合金化元素产生固溶强化的作用,冷热变形产生细化晶粒和位错强化效果。因此,本发明的富 Cu 纳米团簇强化的超高强度铁素体钢是以纳米团簇强化为主,细晶强化、固溶强化和位错强化等多种方式相结合的新型复合强化低碳、低成本超高强度钢,具有超高强度以及优良的焊接性能、塑韧性、耐腐蚀性,综合性能优异,可广泛应用于汽车、舰船、桥梁、管线、能源、电站、海洋工程、建筑结构、压力容器、工程机械、集装箱及国防装备等领域。

[0080] 本领域技术人员应当注意的是,本发明所描述的实施方式仅仅是示范性的,可在本发明的范围内作出各种其他替换、改变和改进。因而,本发明不限于上述实施方式,而仅由权利要求限定。

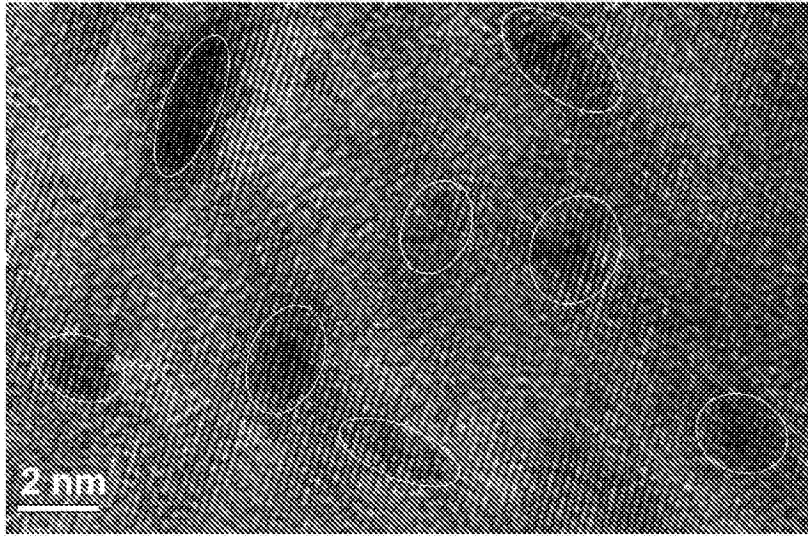


图 1



图 2

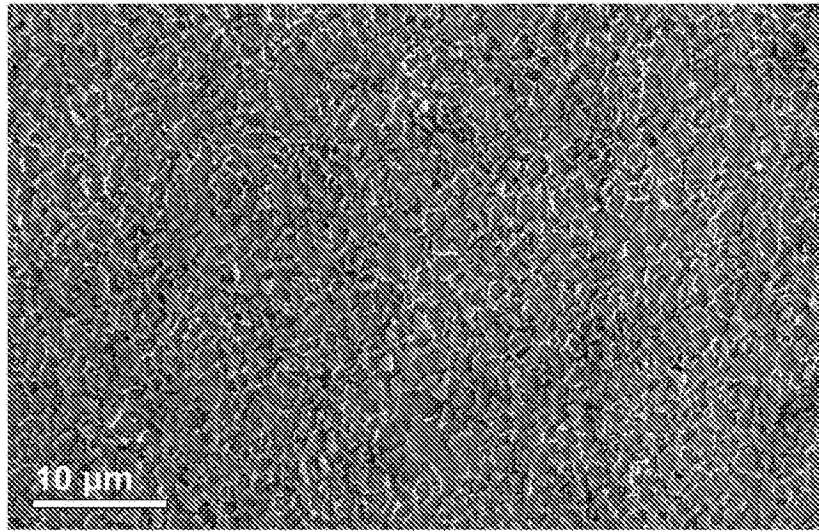


图 3

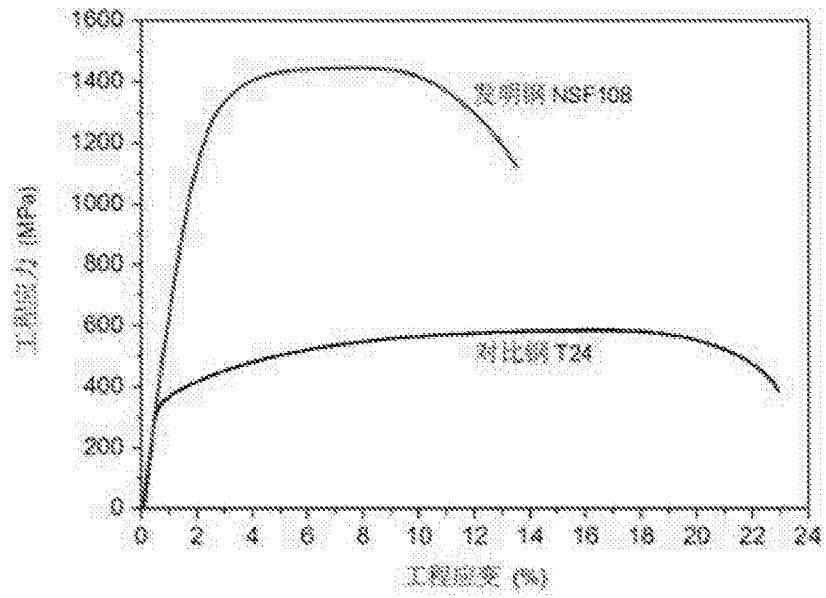


图 4