



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 118574944 A

(43) 申请公布日 2024. 08. 30

(21) 申请号 202380017873.0

(22) 申请日 2023.01.20

(30) 优先权数据

22153227.8 2022.01.25 EP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.07.19

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/EP2023/051306 2023.01.20

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/144019 EN 2023.08.03

(71) 申请人 塔塔钢铁艾默伊登有限责任公司

地址 荷兰

(72) 发明人 R·A·里肯伯格

M·P·阿尔恩特斯 A·R·车赞

(74) 专利代理机构 中国贸促会专利商标事务所
有限公司 11038

专利代理师 李跃龙

(51) Int.Cl.

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

C22C 38/02 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

C22C 38/08 (2006.01)

C22C 38/12 (2006.01)

C22C 38/14 (2006.01)

C22C 38/22 (2006.01)

C22C 38/28 (2006.01)

C22C 38/38 (2006.01)

权利要求书2页 说明书14页 附图4页

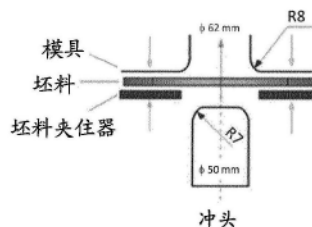
(54) 发明名称

热轧高强度钢带材

(57) 摘要

本发明涉及一种热轧高强度钢带材,其具有以重量%计由以下组成的组成:0.02-0.13%C, 1.20-3.50%Mn;0.10-1.00%Si;0.05-1.0%Mo; 0.02-0.70%Al,0.04-0.25%Ti,至多0.010%N, 至多0.02%P,至多0.01%S,至多0.005%B,任选一种或多种选自以下的元素:(至多1.5%Cu,至多0.70%Cr,至多0.50%Ni,至多0.30%V,至多0.10%Nb),以及余量的Fe和不可避免的杂质;并且其中该钢带材具有至少95体积%的铁素体和最多5体积%的马氏体,和优选至少0.2体积%的马氏体的显微组织;具有在1/4厚度处至少0.65的取向差分布(MOD)指数;至多55%的面积分数,具有0-1的内核平均取向差(KAM);至少45%的面积分数,具有1-5的内核平均取向差(KAM);和至少 1400mm^{-1} 的总晶界长度($\Sigma\text{GB}[5^\circ-65^\circ]$);并且其中该钢带材至少具有以下机械性质:至少950MPa,优选至少960MPa的极限拉伸强度(Rm),至少10%的总伸长率(A50),和至少40%的扩孔

率(λ)值。本发明还涉及制造此类热轧钢带材的方法,并涉及包含该热轧钢带材的汽车零件。



1. 热轧高强度钢带材,其具有以重量%计由以下组成的组成:

0.02-0.13重量%的C;

1.20-3.50重量%的Mn;

0.10-1.0重量%的Si;

0.05-1.0重量%的Mo;

0.02-0.70重量%的Al;

0.04-0.25重量%的Ti;

至多0.010重量%的N;

至多0.02重量%的P,

至多0.01重量%的S,

至多0.005重量%的B,

任选一种或多种选自以下的元素:

至多1.5重量%的Cu,

至多0.70重量%的Cr,

至多0.50重量%的Ni,

至多0.30重量%的V,

至多0.10重量%的Nb,

以及余量Fe和不可避免的杂质;且

其中所述钢带材具有至少95体积%的铁素体和最多5体积%的马氏体的显微组织;

具有在 $1/4$ 厚度处至少0.65的取向差分布(MOD)指数;

至多55%的面积分数,具有0-1的内核平均取向差(KAM);

至少45%的面积分数,具有1-5的内核平均取向差(KAM);

和至少1400 1/mm的总晶界长度($\Sigma GB[5^\circ-65^\circ]$);

并且其中所述钢带材至少具有以下机械性质:

至少950MPa的极限拉伸强度(Rm);

至少10%的总伸长率(A50);和

至少40%的扩孔率(λ)值。

2. 根据权利要求1所述的热轧高强度钢带材,其中所述钢带材具有至少98体积%的铁素体、优选至少99体积%的铁素体。

3. 根据权利要求1或2所述的热轧高强度钢带材,其中所述钢带材的整体显微组织具有0.2至4体积%、优选0.2至3体积%、更优选0.2至2体积%的马氏体。

4. 根据权利要求1至3任一项所述的热轧高强度钢带材,其中所述显微组织具有至少0.80的取向差分布(MOD)指数,更优选至少0.83的MOD指数。

5. 根据权利要求1至4任一项所述的热轧高强度钢带材,其中所述显微组织具有至少1500 1/mm的总晶界长度($\Sigma GB[5^\circ-65^\circ]$)。

6. 根据权利要求1至5任一项所述的热轧高强度钢带材,其中所述组合物具有0.45至2.2、优选0.55至2.1的

$$\frac{C_{12}}{(Ti_{sol}/48 + Nb/93 + V/51 + Mo/96)}, \text{并且其中}$$

$$Ti_{sol} \text{ 定义为 } Ti_{sol} = Ti - \left(\frac{48}{14}\right) \times N。$$

7. 根据权利要求1至6任一项所述的热轧高强度钢带材, 其中所述钢带材具有0.10至0.80重量%、优选0.25至0.80重量%、更优选0.30至0.80重量%的Mo含量。

8. 根据权利要求1至7任一项所述的热轧高强度钢带材, 其中所述钢带材具有至多0.10重量%、优选至多0.050重量%、更优选至多0.03重量%的Cr含量。

9. 根据权利要求1至8任一项所述的热轧高强度钢带材, 其中所述钢带材具有0.05至0.30重量%、优选0.05至0.30重量%、更优选0.08至0.20重量%的V含量。

10. 根据权利要求1至9任一项所述的热轧高强度钢带材, 其中所述钢带材具有1.40至2.40重量%、优选1.40至2.20重量%的Mn含量。

11. 根据权利要求1至10任一项所述的热轧高强度钢带材, 其中所述钢带材具有小于45mm、优选小于40mm的平均总裂纹长度(ATCL)。

12. 根据权利要求1至11任一项所述的热轧高强度钢带材, 其中所述钢带材具有金属性涂层, 所述金属性涂层优选选自: Zn层、Zn基合金层、Al基合金层。

13. 制造根据权利要求1至12任一项所述的热轧高强度钢带材的方法, 所述方法包括以下步骤:

- 铸造板坯, 接着是将凝固的板坯再加热到1050℃至1260℃的温度, 并热轧所述板坯, 或者铸造板坯或带材, 接着直接热轧所述板坯或带材的步骤;

- 热轧所述钢板坯或带材, 并在820℃至940℃、优选850℃至940℃且高于钢的Ar3温度的终轧温度下完成所述热轧;

- 以20至250℃/秒、优选40至200℃/秒的输出冷却速率将热轧钢带材加速冷却到560℃至620℃的输出辊道上的温度;

- 在550℃至600℃、优选550℃至595℃、和更优选550℃至590℃的温度下卷取热轧并冷却的带材;

- 使卷取的热轧钢带材进一步冷却至环境温度;

- 酸洗所述热轧钢带材,

14. 根据权利要求13所述的方法, 其中为酸洗的热轧钢带材提供金属性涂层, 优选地, 所述金属性涂层选自: Zn层、Zn基合金层、Al基合金层, 优选通过热涂覆或热浸涂来施加。

15. 汽车部件, 包含根据权利要求1至12任一项所述或通过权利要求13至14任一项所述的方法获得的热轧高强度钢带材。

热轧高强度钢带材

技术领域

[0001] 本发明涉及一种热轧高强度钢带材,其特别适用于汽车部件。本发明还涉及制造此类热轧高强度钢带材的方法。此外,本发明涉及并入该热轧高强度钢带材的汽车零件。

背景技术

[0002] 公知的是,随着热轧(HR)钢带材强度的提高,可成形性降低。HR钢在运输和汽车应用中的主要应用领域是底盘和悬架(C&S)。其它领域包括卡车的车架纵梁、保险杠横梁或电动车辆的电池盒。用于这些应用的HR钢的典型厚度小于4.5mm。较厚规格的HR钢带材(例如高达12mm)可用于工程应用,如起重机吊臂,或用于重型卡车车架的运输应用。从减轻重量的角度来看,上述应用必须采用更高强度的钢,以便能够减小钢带材的规格。因此,具有通常超过950MPa的极限拉伸强度(Rm)的超高强度钢将可用于该目的。HR钢的这些应用需要难以协调的机械性质。除高强度外,钢带材还应具有良好的可成形性,用于经由例如冷成形来制造部件,因为与热成形相比冷成形是一种节能的制造路线。此外,对于如保险杠横梁、电池外壳、起重机吊臂或车架纵梁的应用,也需要良好的冲击和断裂韧性或能量吸收能力。为了组装该部件,还需要良好的可焊性。但是,随着钢的拉伸强度提高,可成形性参数降低。可成形性是钢板的通用术语,其被视为在若干机械操作(如拉伸、弯曲、拉拔和卷边)期间材料行为的组合。取决于部件几何形状,材料的两种或多种属性中的任一种或组合在金属板成形期间是重要的。

[0003] 为了减轻部件重量,常见的方法是应用高强度钢并减小用于减轻重量的钢带材的厚度。但是,这可能导致刚度损失,这对于汽车零件中的一些应用是不合意的。降低用于制造汽车部件的钢带材的厚度造成的固有刚度损失可以通过优化部件几何形状来重新获得,例如产生更深的凸缘或具有提高的拉伸或弯曲程度的凸缘。为了允许经由几何形状优化来提高部件刚度,高强度钢带材在拉伸伸长率和扩孔能力方面需要优异的可成形性。

[0004] 在两种可成形性模式均处于高水平的情況下摆脱了全局可成形性(例如拉伸伸长率)与局部可成形性(例如扩孔能力或HEC)之间的常规约束的单相析出强化铁素体高强度钢在某些条件下(例如在压缩下)可具有低断裂韧性值和提高的边缘裂纹敏感性,并且在剪切过程中易于具有提高的对不稳定脆性断裂行为和分层的敏感性,这损害了剪切边缘疲劳。

[0005] 专利文献EP1616970-A1公开了一种用于制造高强度热轧钢板的方法,其包括以下步骤:在1150℃至1300℃的温度范围内再加热钢板坯,所述钢板坯以重量%计由0.04至0.15质量%的C、1.5质量%或更少的Si、0.5至1.6质量%的Mn、0.04质量%或更少的P、0.005质量%或更少的S、0.04质量%或更少的Al、0.03至0.15质量%的Ti、0.03至0.5质量%的Mo以及余量的Fe和不可避免的杂质组成;在Ar₃转变温度或更高的终轧温度下将再加热的钢板坯热轧成热轧钢板;以20℃/秒或更高的平均冷却速率在700至850℃的温度范围内对热轧钢板进行初次冷却;将初次冷却的钢板在680℃或更高的温度下保持超过1秒;并在550℃或更低的温度下以30℃/秒或更高的平均冷却速率二次冷却该钢板,接着卷取该

钢板。优选地,不仅将热轧钢板初次冷却到700至850℃的温度范围,而且将其初次冷却到(SRT/3+300)至(SRT/8+700)℃的温度范围,其中SRT表示钢板坯的再加热温度。在EP1616970-A1的实施例,这在实践中导致初次保持温度为667至860℃。该加工条件使得获得由含有铁素体的析出物、贝氏体和/或马氏体的第二相、以及其它相组成的显微组织,其中含有铁素体的析出物的百分比为40至95%,并且其它相的百分比为5%或更低。

[0006] 专利文献EP1338665-A1公开了一种用于制造高强度热轧钢板的方法,其包括以下步骤:生产钢板坯,该钢板坯以重量%计基本上由0.06%或更少的C、0.5%或更少的Si、0.5至2.0%的Mn、0.06%或更少的P、0.005%或更少的S、0.1%或更少的Al、0.006%或更少的N、0.05至0.6%的Mo、0.02至0.10%的Ti和余量的Fe组成,并满足方程 $0.8 \leq (C/12) / [(Ti/48) + (Mo/96)] \leq 1.3$;通过在Ar3转变点或更高的温度下热轧所述钢板坯来生产热轧钢板;和在550至700℃的温度下卷取所述热轧钢板。该加工条件使得获得基本上由铁素体结构单相的基质和作为分散在所述基质中的晶粒尺寸小于10nm的含有Ti和Mo的复合碳化物的微细析出物组成的显微组织,其中所述微细析出物以 $5 \times 10^4/\mu m^3$ 或更高的每单位体积的数量分散。

[0007] 需要具有高可成形性特性并具有降低的裂纹敏感性的热轧高强度钢带材。

[0008] 发明详述

[0009] 如本文中理解的那样,对于合金组成或优选的合金组成的任何描述,所有提及的百分比均按重量百分比计,除非另行说明。

[0010] 当用于描述合金添加的组成范围或量时,本文中使用的术语“约”是指合金添加的实际量可能因诸如本领域技术人员理解的标准加工变化的因素而与标称预期量不同。

[0011] 本文中使用的术语“至多”和“至多约”明确地包括但不限于其所指的特定合金组分的零重量百分比的可能性。例如,至多0.03%的Cr可以包括不具有Cr的钢带材组成。

[0012] 本发明的一个目的是提供一种热轧高强度钢带材,其具有高的总伸长率(A50或A80)以及高的扩孔能力。

[0013] 本发明的一个目的是提供一种热轧高强度钢带材,其具有高的总伸长率(A50或A80)以及高的扩孔能力,并具有降低的裂纹敏感性(特别是降低的边缘裂纹敏感性)。

[0014] 本发明的另一目的是提供一种制造此类热轧高强度钢带材的方法,所述热轧高强度钢带材具有改善的总伸长率、扩孔能力与降低的裂纹敏感性(特别是降低的边缘裂纹敏感性)的平衡。

[0015] 本发明满足了这些和其它目的以及进一步的优点,本发明提供了一种热轧高强度钢带材,其具有以重量%计由以下组成的组成:

[0016] 0.02-0.13重量%的C;

[0017] 1.20-3.50重量%的Mn;

[0018] 0.10-1.0重量%的Si;

[0019] 0.05-1.0重量%的Mo;

[0020] 0.02-0.70重量%的Al;

[0021] 0.04-0.25重量%的Ti;

[0022] 至多0.010重量%的N(100ppm),优选至多0.0065重量%的N(65ppm);

[0023] 至多0.02重量%的P,优选至多0.015重量%的P;

- [0024] 至多0.01重量%的S,优选至多0.0025重量%的S(25ppm);
- [0025] 至多0.0050重量%的B(50ppm),优选至多0.0030重量%的B(30ppm);
- [0026] 任选一种或多种选自以下的元素:
- [0027] (至多1.5重量%的Cu,优选至多0.6重量%的Cu,和更优选至多0.10重量%的Cu,
- [0028] 至多0.70重量%的Cr,优选至多0.40重量%的Cr,和更优选至多0.25重量%的Cr,
- [0029] 至多0.50重量%的Ni,优选至多0.3重量%的Ni,和更优选至多0.10重量%的Ni,
- [0030] 至多0.30重量%的V,优选至多0.20重量%的V,
- [0031] 至多0.10重量%的Nb,优选至多0.03重量%的Nb),
- [0032] 余量为Fe和由炼铁和炼钢工艺产生的不可避免的杂质;且
- [0033] -其中该钢带材具有至少95体积%的铁素体和最多5体积%的马氏体,和优选至少0.2体积%的马氏体的显微组织;
- [0034] -具有在1/4厚度处至少0.65的取向差分布(MisOrientation Distribution)(MOD)指数;
- [0035] -至多55%的面积分数,具有0-1的内核(Kernel)平均取向差(KAM);
- [0036] -至少45%的面积分数,具有1-5的内核平均取向差(KAM);
- [0037] -和至少1400 1/mm的总晶界长度($\Sigma GB[5^\circ-65^\circ]$);
- [0038] 并且其中该钢带材至少具有以下机械性质:
- [0039] 至少950MPa,优选至少960MPa,和更优选至少980MPa的极限拉伸强度(Rm);
- [0040] 至少10%,和优选至少14%的总伸长率(A50);和
- [0041] 至少40%的扩孔率(λ)值。
- [0042] 根据本发明,已经发现,具有与显微组织结合的这些窄合金组成范围的热轧钢带材提供了改善的高强度(Rm)、总伸长率(A50)与扩孔率的平衡。本发明的另一个重要发现在于,该钢带材的显微组织导致成形操作中降低的边缘裂纹敏感性。降低的裂纹敏感性,特别是降低的边缘裂纹敏感性,可以根据本文中描述的测量方法客观表示为平均总裂纹长度(ATCL)。在一个优选实施方案中,根据本发明的钢带材具有小于45mm,并且在最佳实例中小于40mm的ATCL。
- [0043] 在该钢带材的一个实施方案中,其屈服强度(Rp)为至少800MPa,优选至少850MPa。在该钢带材的一个实施方案中,其屈服强度(Rp)为最大960MPa,优选最大950MPa。
- [0044] 该钢带材具有至少950MPa的极限拉伸强度(Rm)。在该钢带材的一个实施方案中,其具有至少960MPa和优选至少980MPa的极限拉伸强度。
- [0045] 该钢带材具有至少10%和优选至少14%的总伸长率(A50)。
- [0046] 该钢带材所需的显微组织通过窄的组成范围和通过制造过程的仔细控制、钢带材在输出辊道(ROT)上的加速冷却和特别是卷取温度(CT)的窄操作窗口来实现。
- [0047] 根据本发明的钢带材的显微组织由以下组成:至少95体积%的铁素体,并且其用钛和钼、任选用钒和/或铌的碳化物析出物进行析出强化;和至多5体积%的马氏体,余量是不可避免的量的夹杂物,并且总和合计为100体积%。在一个实施方案中,该显微组织具有至少98体积%,更优选至少99体积%的铁素体。根据本发明,认为一些马氏体的存在有利于钝化任何裂纹尖端并减少裂纹扩展。在实践中,马氏体可能含有一些痕量的残留奥氏体,但优选不存在残留奥氏体。该钢带材的显微组织优选具有至少0.2体积%,和更优选至少0.3

体积%的马氏体。在一个优选实施方案中,该钢带材具有至多3体积%,和更优选至多2体积%的马氏体。

[0048] 该钢带材的整体显微组织的织构进一步通过至少0.65,优选至少0.80,更优选至少0.83,和在最佳实例中为至少0.90的足够高的取向差分布(MOD)指数来表征.MOD指数在钢带材的四分之一厚度处测得。

[0049] 该钢带材的整体显微组织的织构进一步通过至多55%、更优选至多52%的内核平均取向差(KAM)为0-1的面积分数和至少45%、更优选至少48%的内核平均取向差(KAM)为1-5的面积分数来表征。

[0050] 该钢带材的整体显微组织进一步通过至少1400/mm/mm²或1/mm、优选至少1500 1/mm的(5°至65°)晶界长度(Σ GB)来表征。较高的 Σ GB表示较高程度的晶粒细化,导致所需降低的裂纹敏感性并抑制或阻止裂纹扩展,获得了有利的较短的ATCL,例如在压缩下时。

[0051] 碳以0.02至0.13重量%的量存在。为了获得足够的强度,合适的最小C含量为0.04重量%,并且在一个优选实施方案中为至少0.070重量%。在一个优选实施方案中,C含量为至多0.12重量%,并且有利于抑制冷却速率依赖性对最终显微组织的均匀性的影响并促进高的扩孔能力。此外,C是与形成碳化物的微合金元素如钛、铌(如果添加的话)或钒(如果添加的话)组合实现析出强化以及清除C以抑制最终显微组织中的渗碳体形成的必要元素。通过优化其它合金元素,包括Ti、Nb和/或V,可以获得基本没有渗碳体的几乎均匀的铁素体或贝氏体-铁素体显微组织。

[0052] 该钢带材具有1.20重量%至3.50重量%的Mn以实现足够的淬透性和晶粒细化。在一个实施方案中,Mn含量为1.40重量%至2.40重量%,以改善强度、耐腐蚀性、断裂韧性和边缘裂纹敏感性的平衡。优选地,Mn含量为至少1.50重量%以获得足够的晶粒细化,改善断裂韧性并降低裂纹敏感性。在一个实施方案中,Mn含量最大为2.20重量%,更优选最大为2.0重量%。过高的Mn含量可能导致铸造过程中的偏析,这不利地影响所需的性质平衡。

[0053] 硅以0.10至1.0重量%的量存在以便通过铁晶格的置换固溶体强化来改善钢的强度。此外,Si有利于抑制碳化物析出(渗碳体和其它碳化物)。但是,当使用较高量的Si时,钢的可焊性和可涂覆性劣化,因此Si的量优选为至多0.95重量%,并且在一个优选的实施方案中为至多0.70重量%,更优选至多0.60重量%。

[0054] 在根据本发明的钢中,铝的表现与Si相当。铝减慢碳化物析出动力学并抑制渗碳体的形成。当Al小于0.02重量%时,抑制碳化物形成的效果可忽略不计。低于0.02重量%的铝的值被认为是来自炼钢过程中脱氧步骤的残余物,因此约0.02重量%的最小值是优选的。另一方面,当Al高于0.70重量%时,在钢的热机械加工(板坯再加热、热轧、卷取等)过程中可能存在过量的氧化物形成。此外,Al提高了铁素体向奥氏体的转变温度,要求在更高温度下热轧该钢以完成奥氏体相中的热轧,因为在较低温度下出现临界区(intercritical)铁素体。在更高的温度下可能发生更高量的氧化。这些氧化物鳞皮对热轧、酸洗、涂覆和整体表面外观有害。此外,当Al超过0.70重量%时,热轧过程中的轧制力提高,与Si的存在组合使得钢非常脆且更难以热轧。因此,Al在本发明中以0.02至0.70重量%、优选0.02至0.60重量%和更优选0.030-0.50重量%的量存在。

[0055] 钛是另一种必需的合金元素,并以0.04重量%至0.25重量%的量存在,因为其提供淬透性并充当碳化物形成元素,抑制渗碳体的形成,同时经由形成小的Ti基碳化物提供

析出强化。但是,Ti也与N、S和C结合以形成氮化物和碳硫化物,取决于钢的具体化学组成。因此,存在至少0.04重量%的Ti以结合钢中基本所有的N和S,并具有足够过量的Ti以便与钢中的C结合。当存在超过0.25重量%的Ti时,可能形成粗大的Ti氮化物、碳氮化物和碳化物,其在热轧之前的板坯再加热过程中难以溶解。此外,这些粗大的Ti氮化物、碳氮化物和碳化物导致钢的扩孔能力的劣化。优选存在0.07至0.22重量%的Ti。在一个实施方案中,Ti含量不超过0.20重量%,优选不超过0.15重量%,更优选不超过0.13重量%。

[0056] 该钢带材具有Mo作为目的合金元素,其以约0.05重量%至1.0重量%存在以实现淬透性。在一个实施方案中,Mo含量为至少约0.10重量%,优选至少约0.20重量%,更优选至少0.25重量%,最优选至少0.30重量%。在一个实施方案中,Mo含量不超过约0.80重量%,优选不超过约0.55重量%,更优选不超过0.40重量%。Mo的存在还可以改善钢带材的可焊性。

[0057] 优选将由以下等式以重量%表示的Mo相对于微合金元素Nb、Ti和V的总量的原子比:

$$[0058] \quad \frac{[(Ti/48) + (Nb/93) + (V/51)]}{[(Mo/96)]}$$

[0059] 保持在0.75至1.25的范围内,以提高碳化物析出物的热稳定性,导致减少来自例如在该钢的卷材冷却或任何后续热处理过程中(例如在涂覆或焊接过程中)的热时效引起的析出粗化的析出强化损失。

[0060] 氮、硫和磷是由于炼钢和精炼过程而存在于钢中的残留元素。它们的量被限制为至多0.01重量%的S、至多0.02重量%的P和至多0.010重量%的N。高于这些的量对机械性质、可成形性、韧性和可焊接性是有害的。在一个实施方案中,P仅以至多0.015重量%存在。在一个实施方案中,S仅以至多0.005重量%,更优选仅以至多0.0025重量%存在。N与Ti形成氮化钛,其在再加热过程中充当用于奥氏体晶粒尺寸控制的弥散体(dispersoids)。但是,过高的N可能导致过多的粗TiN颗粒,这可损害扩孔能力。优选地,N含量为至多0.0065重量%(65ppm)。合适的最小N含量为0.0010重量%(10ppm)。

[0061] 不需要硼来获得钢带材的所需性能平衡,但硼可以以至多0.005重量%(由此至多50ppm)和优选至多0.0030重量%(30ppm)存在。B对于提高钢的淬透性非常有效,这意味着可以在输出辊道上使用低碳含量和/或更低的冷却速率,同时不形成或仅形成极少的先共晶铁素体。B也是非常适于提高屈服强度的合金元素。

[0062] Cr可以以至多约0.70重量%、优选至多0.25重量%的量添加到钢带材中,并提高钢的淬透性。在一个优选实施方案中,该钢带材具有Cr作为可容许的杂质元素。实际上,这意味着其可以以至多0.10%、优选至多0.050%、和更优选至多0.03%存在,因为其可以损害未涂覆的钢带材基材的腐蚀性能。

[0063] 铜在以至多1.5重量%存在时通过固溶强化以及通过铜析出物的析出硬化来提高钢的强度。在一个实施方案中,Cu含量不超过0.6重量%。在一个实施方案中,Cu不作为目的合金元素添加,并且可以以至多0.10重量%、和更优选至多0.05重量%存在。至多约0.50重量%和优选至多0.30重量%的镍提高了冲击韧性,并抵消了由于铜的存在而在钢带材的热加工过程中可能发生的任何热脆性。在一个实施方案中,Ni不作为目的合金元素添加,并且可以以至多0.3重量%、优选至多0.10重量%、和更优选至多0.050重量%存在。

[0064] 钒可以以至多约0.30重量%、优选至多约0.20重量%和更优选至多0.17重量%存在于钢中。但是,V是相对昂贵的合金元素,其主要用于替代Ti的析出强化效果,并通过形成碳化钒来避免渗碳体形成。在一个优选实施方案中,V以至少0.05重量%、更优选至少0.08重量%的量有目的地添加。Ti和V的组合添加是有利的,因为Ti为V析出提供催化效果,使得V析出更有效。

[0065] 铌可以以至多0.10重量%存在于钢中。Nb部分地通过析出硬化改善钢的强度,但最重要的是通过晶粒细化来改善钢的强度。但是,对于大量的Nb,这些效果是饱和的。因此,优选存在至多0.08重量%的Nb,且更优选至多0.060重量%,因为Nb是相当昂贵的合金元素,在一个实施方案中,Nb并非有目的地添加的并作为杂质元素存在,且不超过0.03重量%,并且优选其不超过0.02重量%,并且更优选其不超过0.0050重量%。在最优选的实施方案中,Nb是由炼铁和炼钢工艺产生的不可避免的杂质。已经发现,通过将Ti保持在足够高的水平,可以克服Nb的使用,同时仍然达到可成形性、机械性质与改善的断裂或边缘开裂特性的目标平衡。此外,由于中心线偏析,Nb具有很高的偏析和形成粗大的NbC粒子的倾向,由此避免使用Nb导致了改善的扩孔能力和提高的剪切边缘品质。

[0066] 此外,已经发现,如果以重量%表示的碳化物形成元素Ti、Nb、V和Mo的量满足以下等式,则可以抑制渗碳体形成,并且可以更好地控制显微组织中一小部分马氏体加残留奥氏体的有利形成:

$$[0067] \quad 0.45 \leq \frac{C_{/12}}{\left(Ti_{sol}/48 + Nb/93 + V/51 + Mo/96 \right)} \leq 2.2$$

[0068] 其中Ti_{sol}定义为溶体中游离Ti的量并表示为:

$$[0069] \quad Ti_{sol} = Ti - \left(\frac{48}{14} \right) \times N$$

[0070] 其中Ti和N的量以重量%表示。优选地,该等式的下限为0.75,更优选为0.80。在一个实施方案中,上限优选为1.8,更优选为1.5,以进一步抑制渗碳体的存在和/或控制马氏体的量。在一个优选实施方案中,该式在0.9至1.1的范围内。

[0071] 在一个实施方案中,该钢带材具有由以下组成的组成:0.02至0.13重量%的C, 1.20至2.0重量%的Mn,0.10至0.60重量%的Si,0.01至0.70重量%的Al,0.04至0.25重量%的Ti,0.05至0.80重量%的Mo,至多0.10%的Cr,优选至多0.050%的Cr,至多0.010重量%的N,至多0.02重量%的P,优选至多0.015重量%的P,至多0.01重量%的S,优选至多0.0025重量%的S,至多0.0050重量%的B,任选一种或多种选自以下的元素:(至多0.10%的Cu,至多0.10%的Ni,至多0.30%的V,至多0.10重量%的Nb,优选至多0.03%的Nb),和余量的Fe以及由炼铁和炼钢工艺产生的不可避免的杂质,并且更优选的范围如本文中描述和要求保护的那样。

[0072] 根据EN 10002-1/150 6892-1,采用平行于轧制方向的拉伸测试,用A50试样几何形状在室温下由准静态(应变速率 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)拉伸测试测定0.2%偏移保证强度或屈服强度(Rp)、极限拉伸强度(Rm)、均匀伸长率(Ag)和拉伸伸长率(A50)。该拉伸试样的几何形状

包括在轧制方向上50mm标距长度、12.5mm宽度和取决于最终规格的厚度。测量钢在0.2%偏移应变下的强度作为屈服强度(R_p或Y_S)。屈服强度对极限拉伸强度的比率(R_p/R_m)表示为屈服比。

[0073] 通过扩孔试验确定钢带材的延伸凸缘性能或扩孔能力(HEC)。从卷取的钢切割出尺寸为90mm×90mm×带材最终厚度的试样。在试样的中间冲压10mm直径的孔,并根据ISO/TS16630:2003(E)标准进行扩孔试验。采用上部去毛刺进行样品的扩孔测试。从下方向上推60°的锥形冲头,并在形成穿透裂纹时测量孔直径d_f。使用下式计算扩孔率λ,其中d₀=10mm:

[0074]
$$\lambda = \frac{d_f - d_0}{d_0} \times 100\%$$

[0075] 对于所有上述机械试验,对每种条件测试至少三个试样,并在本文中报告平均值。

[0076] 平均总裂纹长度(ATCL)用于评估类似于工业应用的情况下裂纹形成的敏感性。ATCL参数在常见的实验室圆柱形深冲试验中使用冲头、拉模和坯料夹住器(blank holder)来测定。在该程序中,冲头的直径为50mm,冲头半径为7mm。模具具有62mm的内径和8mm的半径。该设置示意性显示在图1B中。内径足够大以允许形成的杯的边缘自由移动。间隙(即冲头壁与模具壁之间的距离)为6mm。坯料夹住器的力设定为50kN。该坯料为正方形,实测90×90mm。如图1A所示,正方形的四个角沿两条对角线的方向切割10mm。在圆柱形深冲试验的初始阶段过程中,由于冲压过程中的高局部压缩应力,坯料边缘处的四个区域塑性变形。这导致边缘的局部起皱。在试验结束时并且在释放坯料夹住器的力时,四个压缩区域由于回弹而受到反向载荷,因为成形的圆柱形杯的这些区域开始失去与坯料夹住器的接触。由于回弹引起的这种反向载荷可导致冲压杯的四个压缩和起皱区域中的成核和裂纹生长(参见例如图1E)。裂纹可以穿过钢带材的整个厚度并且在冲压杯的两侧(即内和外)可见,或者仅在该杯的两侧之一处可见。使用配备有比例网格的10×放大镜测量深冲杯的四个压缩边缘(如图1D所示)的内侧和外侧上的所有可见裂纹的长度。对四个冲压杯中的三个将杯壁内侧和外侧上的所有可观察的裂纹的长度之和取平均值并报告为平均总裂纹长度(ATCL),以mm表示。

[0077] 通过本领域中公知的技术——电子背散射衍射(EBSD)分析钢带材的显微组织,该技术又允许定量各种组分的面积或体积分数。在安装在导电树脂中并机械抛光至1μm的平行于轧制方向的横截面(RD-ND平面)上进行EBSD测量。为了获得完全无变形的表面,用胶体二氧化硅(OPS)进行最终抛光步骤。

[0078] 用于EBSD测量的扫描电子显微镜(SEM)是配备有场发射枪和EDAX PEGASUS XM 4HIKARI EBSD系统的Zeiss Ultra 55机器(FEG-SEM)。在四分之一厚度处的板材的RD-ND平面上收集EBSD扫描。将样品在70°角下放置在SEM中。加速电压为15kV,高电流选项接通。使用120μm光圈,并且在扫描过程中通常的工作距离为17mm。为了补偿样品的高倾斜角,在扫描过程中使用动态聚焦校正。

[0079] 使用TexSEM Laboratories(TSL)软件:“Orientation Imaging Microscopy(OIM) Data Collection version 7.2”来捕获EBSD扫描。通常,使用以下数据收集设置:与背景减除(标准模式)组合的5×5像素合并的Hikari相机。在所有情况下,扫描区域均位于样品厚度的1/4的位置处,并且尽可能仔细地避免在该扫描区域中包括非金属夹杂物。EBSD扫描尺寸在所有情况下为100×100μm,步长为0.1μm,扫描速率为约100帧/秒。使用Fe(α)和Fe(γ)

来标引Kikuchi图样。在数据收集过程中使用的Hough设置为:约96的像素合并图样尺寸;0集尺寸为1;约90的rho分数;最大峰计数为10;最小峰值计数为5;Hough类型设置为典型;Hough分辨率设置为低;蝶式卷积掩模为 9×9 ;峰对称性为0.5;最小峰幅度为10;最大峰距离为20。

[0080] 用TSL OIM分析软件版本“8.0x64[12-14-16]”评估EBSD扫描。通常,数据集在RD轴上旋转 90° 以获得相对于测量取向处于适当取向的扫描。进行标准晶粒膨胀清除(颗粒公差角(GTA)为 5° ,最小晶粒尺寸为5个像素,使用的标准是晶粒必须包含多个行,用于单一膨胀迭代清除)。接下来,应用伪对称清除(GTA 5° ,轴角度 $30^\circ @ 111$)。

[0081] 使用EBSD图像品质(IQ)图来确定马氏体的量。具有低IQ的区域鉴定为MS区域。对于给定的实验条件,通常低IQ阈值为 ≈ 0.4 的IQ直方图中的峰-最大值位置。但是,对每次扫描手动检查低IQ阈值以防止在马氏体面积分数中包括来自粒状贝氏体或上贝氏体区域的晶界。

[0082] 为了计算EBSD内核平均取向差(KAM)图,使用第五个最接近的相邻区域,最大取向差为 5° (内核中的所有点用于KAM计算)。内核平均取向差被认为是铁素体类型的特征,因为内核平均取向差是内部位错密度的量度。具有相对低的内部位错密度的区域将主要对应于KAM值在 0 和 1° 之间的区域。具有相对高的内部位错密度的区域将主要对应于KAM值在 $1-5^\circ$ 之间的区域。

[0083] 由在 $1/4$ 厚度处在RD-ND平面上在 $100 \times 100 \mu\text{m}^2$ 面积(0.01mm^2)上的EBSD扫描,也已经测量了取向差角为 5° 至 15° (ΣGB_{5-15})和 15° 至 65° (ΣGB_{15-65})的晶界的总晶界长度(以mm计)之和(ΣGB)。 ΣGB 的值以 mm^{-1} 表示,并且是大角度晶界密度的量度。大角度晶界对阻止裂纹扩展是有效的。因此,提高的 ΣGB 值将有益于提高的断裂韧性和降低的裂纹敏感性。

[0084] 在本发明的一个方面,其涉及一种制造如本文中描述和要求保护的钢带材的方法,该方法按该顺序包括以下步骤:

[0085] -铸造板坯,接着是将凝固的板坯再加热到 1050°C 至 1260°C 的温度,优选持续30分钟或更长时间,更优选60分钟或更长时间的步骤,并热轧所述板坯,或者铸造板坯或带材,接着是热轧所述板坯或带材的步骤;

[0086] -热轧该钢板坯或带材,并在 820°C 至 940°C 、优选 850°C 至 940°C 、最优选 850°C 至 920°C 且高于钢的 Ar_3 温度的终轧温度下完成所述热轧。终轧温度(FRT)高于钢的 Ar_3 温度,其中 Ar_3 是在冷却过程中奥氏体开始转变为铁素体时的温度。如本领域已知的那样,可以根据以下等式计算 Ar_3 温度:

[0087]
$$\text{Ar}_3 = 910^\circ\text{C} - 203 \times [\text{C}]^{1/2} + 44.7 \times [\text{Si}] - 30 \times [\text{Mn}] + 31.5 \times [\text{Mo}];$$

[0088] -以 20 至 $250^\circ\text{C}/\text{秒}$ 、优选 40 至 $200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的输出辊道冷却速率将热轧钢带材加速冷却到 560°C 至 620°C 的输出辊道上的温度;

[0089] -在 550°C 至 600°C 、优选 550°C 至 595°C 、和更优选 550°C 至 590°C 的温度下卷取该热轧并冷却的带材;

[0090] -使卷取的热轧钢带材进一步冷却至环境温度;并

[0091] -酸洗该热轧钢带材,

[0092] -任选为该热轧钢带材提供金属性涂层,所述金属性涂层优选选自:Zn层、Zn基合金层、Al基合金层,以便在使用中提供改善的耐腐蚀性。该金属性涂层优选通过热涂覆或热

浸涂来施加。

[0093] 本文中描述和要求保护的制造方法产生所需的显微组织,其提供改善的可成形性、机械性质和断裂特性的目标平衡。本发明还体现为通过本文中描述和要求保护的方法制造的一种钢带材,其具有所述显微组织和改善的可成形性、机械性质与断裂特性的平衡。

[0094] 本发明不受铸造方法的限制。钢可以在直接带材工厂中铸造为具有150mm至350mm、且通常为225mm至250mm的铸造厚度的常规厚板坯,以及具有50mm至150mm的铸造厚度的薄板坯。在图2A和2B中分别显示了涉及常规热带材轧机和薄板坯铸造/无锭轧机的工艺的示意性实例。对于常规的厚板坯铸造,板坯的再加热是必要的,以便从环境温度再加热板坯(通常,在板坯堆场中,厚铸造板坯已经从铸造温度冷却至环境温度)并使板坯的组成均匀化,因此再加热温度应高于约1050℃以便在存在微合金元素时溶解任何析出物,并使板坯达到使得精轧机中的最终热轧仍可在 $FRT > Ar3$ 下进行的温度。这通常需要1050℃至约1260℃的(板坯)再加热温度。对于薄板坯铸造,在铸造该薄板坯之后立即在均化炉中对铸造板坯施以均化处理,其中该均化温度应高于约1050℃,并且通常为约1100至1160℃。当存在微合金元素(如果有的话)时,这也将防止形成任何析出物,并且还使薄板坯达到使得精轧机中的最终热轧仍可在 $FRT > Ar3$ 下进行的温度。根据本发明,薄板坯铸造路线的再加热或均化时间优选为30分钟或更久。

[0095] 钢的热轧必须在奥氏体相中进行以控制最终显微组织。在工业规模的轧制上, FRT 应保持高于 $Ar3$ 温度。在一个优选实施方案中, FRT 高于 $(Ar3+30^{\circ}C)$,例如通常高于850℃,以避免在带材的较冷边缘或尾部处局部热轧低于 $Ar3$ 。在奥氏体区域中, FRT 不应过高,因为较低 FRT 将促进更多的奥氏体变形,并因此有助于提高的晶粒细化和提高的 ΣGB 。高于950℃的 FRT 将会导致提高的边缘裂纹敏感性。此外,不太高的 FRT 还将促进最终显微组织中有益于韧性的织构(例如 $\{332\} \langle 113 \rangle$)并抑制有害的那些织构(例如 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 旋转立方体)。因此, FRT 不应超过约940℃,优选地, FRT 不超过约920℃,更优选地, FRT 不超过约910℃。

[0096] 在热轧后,将钢带材在输出辊道(ROT)上加速冷却到560℃至620℃的温度。为了促进最终显微组织的晶粒细化和提高的 ΣGB ,需要加速的冷却速率来抑制奥氏体中内部储存能量的恢复和损失。该冷却速率应当足够高以避免在提高的温度下奥氏体向铁素体的相变,并优选在输出辊道上在约560至630℃的相对低的温度下促进奥氏体向铁素体的相变。提高的冷却速度将会促进晶粒细化、提高的 ΣGB ,并因此促进提高的断裂韧性和降低的裂纹敏感性。提高的冷却速率还将抑制织构随机化,并因此抑制由促进韧性的变形奥氏体发展的那些织构(例如 $\{332\} \langle 113 \rangle$)的强度损失。从显微组织的观点来看,只要本文中提到的冷却速率超过钢带材的穿透厚度,就不存在临界输出辊道冷却速率(ROT-CR)。但是,不必要的高ROT-CR可影响冷却后带材的平坦度,并导致在正确的冷却停止温度下停止的控制问题,因此合适的最大ROT-CR为约250℃/秒、优选约200℃/秒、更优选约150℃/秒。实际的ROT-CR范围为约20至100℃/秒,更优选约40至100℃/秒,因为这可以根据钢带材的厚度通过风冷、层流冷却或水射流冷却来实现。出于实际原因,输出辊道冷却速率(ROT-CR)被定义为钢带材表面的平均冷却速率。

[0097] 接下来,在550℃至600℃、优选550℃至600℃、更优选约560℃至600℃的温度下卷取该热轧钢带材。在一个实施方案中,热轧带材在不超过595℃、更优选不超过590℃的温度下卷取。钢带材的卷取温度是达到钢带材所需显微组织的关键工艺参数,所述显微组织提

供了如本文中描述的改善的机械性质的平衡。

[0098] 当卷取温度太低时,析出的动力学不足,因此将实现低强度水平。当卷取温度过高时,晶粒细化不足,导致降低的断裂韧性和提高的边缘裂纹敏感性。过高的卷取温度也不会促进任何马氏体作为最终显微组织中的第二相成分。过高的卷取温度还将降低MOD指数,分数KAM 0-1将增加,且分数KAM 1-5将过低。在卷材冷却过程中,可能发生一些进一步的析出,以及一些进一步的相变。不合意的是,析出物一旦形成可能在卷材冷却过程中粗化。合金组成与要求保护的卷取温度组合抑制了这种现象。这种卷取温度将有助于促进在卷取或卷材冷却过程中形成的铁素体的小晶粒,抑制强化铁素体基质的析出物的粗化,并且还促进少量马氏体的形成。

[0099] 在专利文献EP1616970-A1中,公开了低于680℃的保持温度导致铁素体转变的驱动力不足,随后导致过低分数的含有铁素体的析出物。对于本发明,奥氏体向铁素体的相变在低于680℃的温度下进行,以便获得提高的晶粒细化和提高的 ΣGB ,用于改善的断裂韧性和降低的裂纹敏感性,同时仍具有足够的析出动力学。此外,专利文献EP1616970-A1公开了在680℃或更高的温度下保持该钢带材超过1秒之后,需要以30℃/秒或更高、优选50℃/秒或更高的平均冷却速率施加二次冷却至550℃或更低、优选450℃或更低、更优选350℃或更低的卷取温度,并进行卷取以形成贝氏体和/或马氏体的二次相并将其它相的形成抑制在5体积%或更少。对于本发明,卷取温度相当高,其值为550℃至600℃、优选550℃至595℃、更优选550℃至590℃,以便允许奥氏体向铁素体的相变在相对低的温度下持续进行以促进细晶粒铁素体,其用包含Ti和Mo以及任选的Nb和/或V的碳化物析出物进行析出强化。晶粒细化和提高的 ΣGB 提供了改善的断裂韧性和降低的(边缘)裂纹敏感性。低于550℃的卷取将导致铁素体形成不足和析出损失。此外,其可导致过高的马氏体分数。

[0100] 尽管专利文献EP1338665-A1公开了550℃至700℃的卷取温度,但制得的具有至少950MPa的拉伸强度和至少40%的扩孔能力的钢均以超过600℃的卷取温度生产。所有这些钢的终轧温度为880至930℃。根据本发明,已经发现,过高的卷取温度尤其导致提高的裂纹敏感性,特别是边缘裂纹敏感性,并且还导致降低的断裂韧性。

[0101] 在钢带材冷却至室温后,通过在温热温度(80-120℃)下在酸溶液(例如HCl)中酸洗或通过酸洗与带材表面的机械刷洗的组合来去除热轧钢带材上的氧化物(鳞皮)。当任选需要耐腐蚀性时,该步骤对于使钢带材表面适于直接用作未涂覆的热轧钢或使其适合于涂覆过程是必要的。

[0102] 在一个实施方案中,该热轧钢带材的厚度为约1.5mm至8mm,更优选为约1.8mm至6mm,且最优选为约1.8mm至4mm。

[0103] 该热轧钢带材产品可以是裸产品或未涂覆的产品,或者它可以在其一个或两个主表面上提供薄金属性涂层,通常钢带材每侧至多约100g/m²,优选每侧至多约50g/m²。金属性涂层优选选自铝合金涂层(例如Al-Si合金或Al-Zn合金)、锌涂层和锌合金涂层(例如Zn-Al合金、Zn-Mg合金、Zn-Fe合金、Zn-Al-Mg合金或Zn-Mg-Al合金)。

[0104] 锌或锌合金涂层的组成没有限制。尽管涂层可以以各种方式施加,但优选使用标准GI涂覆浴进行热浸镀锌。Zn基涂层可以包含含有Al作为合金元素的Zn合金。优选的锌浴组合物含有约0.10-0.35重量%的Al,其余为锌和不可避免的杂质。

[0105] 也可以施加其他锌涂层。一个实例包括根据经此引用并入本文的专利文献

W02008/102009-A1的锌合金涂层,特别是由0.3至4.0重量%的Mg和0.05%至6.0重量%的Al、优选0.1至5.0重量%的Al,以及任选至多0.2重量%的一种或多种附加元素以及不可避免的杂质(其余为锌)组成的锌合金涂层。包含Mg和Al作为主要合金元素的优选Zn浴具有以下组成:0.5至3.8重量%的Al、0.5至3.0重量%的Mg、任选至多0.2重量%的一种或多种附加元素;余量为锌和不可避免的杂质。通常以小于0.2重量%的少量添加的附加元素可以选自Pb、Sb、Ti、Ca、Mn、Sn、La、Ce、Cr、Ni、Zr和Bi。通常添加Pb、Sn、Bi和Sb以形成锌花(spangles)。优选地,锌合金中附加元素的总量为至多0.2重量%,更优选至多0.1重量%。对于通常的应用,这些少量的附加元素不会在任何显著程度上改变涂层或浴的性质。优选地,当涂层中存在一种或多种附加元素时,每种元素以至多0.02重量%的量存在,优选每种元素以至多0.01重量%的量存在。通常仅添加附加元素以防止在用于热浸镀锌的具有熔融锌合金的浴中形成浮渣,或添加附加元素以便在涂覆层中形成锌花。

[0106] 在另一实施方案中,金属性涂层包含(商业上纯的)铝层或铝合金层。用于热浸涂此类铝层的典型金属浴包含与硅合金化的铝合金,例如与约8至11重量%的硅和至多4重量%的铁、任选至多0.2重量%的一种或多种附加元素(如钙)、不可避免的杂质合金化的铝合金(余量为铝)。存在硅以便防止形成降低粘附性和可成形性的厚的铁-金属性金属间化合物层。铁优选以1至4重量%、更优选至少2重量%的量存在。

[0107] 在本发明的一个方面,其涉及通过热浸镀锌根据本发明的热轧高强度钢带材获得的镀锌钢带材。

[0108] 在本发明的一个方面,其涉及一种汽车部件,特别是汽车底盘部件,其包含根据本发明的热轧高强度钢带材或由根据本发明的热轧高强度钢带材制得,并且尤其受益于改善的强度、可成形性和改善的断裂韧性与降低的(边缘)裂纹敏感性的平衡。该钢带材可以在本领域已知的冷成形操作、温成形和热成形操作中成型为汽车部件。汽车部件包括悬架臂、加强构件、白车身框架构件、侧构件、座椅框架、座椅导轨、保险杠横梁、用于电动车辆的电池盒,所有这些都具有复杂的形状。通过使用该热轧高强度钢带材,可以以高质量、成本有效和高产率制造这些部件。根据本发明的高强度热轧钢产品也可用于工程应用。

附图说明

[0109] 现在将通过以下非限制性附图解释本发明。

[0110] 图1A至图1E显示了使用用于冲压杯的常见圆柱形深冲试验来测定钢带材产品的平均总裂纹长度(ATCL)的方法的若干特征。

[0111] 用于加工厚铸钢板坯的热轧机的示意图显示在图2A中,并且具有无锭轧机的薄板坯铸造设施显示在图2B中。

[0112] 现在将参考根据本发明的非限制性比较例和实施例来说明本发明。

实施例

[0113] 通过在真空感应炉中熔融装料来铸造尺寸为 $320 \times 100 \times 100$ mm的五种本发明(Inv.)化学组成A-E和对比(Comp.)钢F的钢锭。这些钢的化学组成在表1中给出。在表1中,还列出了以下两个比率A和B:

$$A = \frac{[C/12]}{[(Ti/48) + (Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)]}$$

[0114]

$$B = \frac{[(Ti/48) + (Nb/93) + (V/51)]}{[(Mo/96)]}$$

[0115] 将所有铸锭在1240℃下再加热1小时,并粗轧至35mm厚度。随后,将带材再次再加热至1220℃下40分钟,并在高于870℃且低于910℃的FRT(其处于所有这些钢的奥氏体相区域中)的情况下在5个轧制道次中热轧至其约3.2至3.6mm的最终厚度。在最终轧制道次之后,将热轧钢转移到输出辊道,其中输出辊道的起始温度(T_{START})为840℃至880℃,并用水和空气的混合物以30℃/秒至70℃/秒的冷却速率从奥氏体相区域主动冷却至565℃至615℃的输出辊道处的铁素体相区域中的最终温度(T_{END})。接着,将钢转移到炉中以重复缓慢的卷材冷却。这是在540、580℃和610℃的炉温(CT—卷取温度)下进行的(参见表2)。

[0116] 在根据本文中描述的方法测试机械性质、扩孔能力和平均总裂纹长度之前,对热轧板喷砂以除去氧化物层。根据本文中描述的方法用EBSG测定热轧带材的显微组织。随采用的加工参数而变的这些试验的结果列举在表2中。

[0117] 表1.以重量%计的钢的化学组成。“Inv.”是根据本发明的实施例,且“Comp.”是对比例。

[0118]

钢	元素											比率		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	V	A	B	
A	0.103	0.21	1.62	0.013	0.0020	0.073	0.0039	0.49	0.187	—	—	0.95	0.76	Inv.
B	0.098	0.21	1.61	0.011	0.0019	0.066	0.0043	0.39	0.197	—	—	1.00	1.01	Inv.
C	0.101	0.22	1.64	0.012	0.0020	0.062	0.0045	0.37	0.095	—	0.148	0.96	1.27	Inv.
D	0.098	0.21	1.62	0.011	0.0019	0.366	0.0041	0.38	0.197	—	—	1.01	1.04	Inv.
E	0.104	0.22	1.62	0.012	0.0016	0.348	0.0041	0.37	0.089	—	0.147	1.01	1.23	Inv.
F	0.102	0.25	1.08	0.010	0.0021	0.036	0.0056	0.29	—	0.056	0.317	0.86	2.26	Comp.

[0119] 从表2的结果可以看出,具有在要求保护的范围之外的组成并根据本发明(CT 580℃)加工的钢17具有太低的R_m。提高卷取温度(CT 610℃)提供了提高的R_m,但钢16的边缘裂纹敏感性显著降低。这种降低可能是由于具有过低的MOD指数和如ΣGB所反映的不充分的晶粒细化程度的显微组织。钢18的过低的卷取温度(CT 540℃)导致与钢17相比甚至更低的R_m。

[0120] 钢1-3(合金A)具有所有根据本发明的组成,并且其中钢2已经根据本发明加工(CT 580℃)。钢2提供了高强度(R_m 1011MPa)、高伸长率(A50 15.8%)、良好的扩孔率(HEC 42%)和非常好的抗边缘开裂性(ATCL 28.9mm)的非常好的平衡。这是由于组成、加工和显微组织。该显微组织的特征在于非常高的晶粒细化度(ΣGB 18541/mm)和高MOD指数(1.20)。对钢1,将CT提高至610℃仍获得高R_m,但边缘裂纹敏感性降低到不可接受的水平(ATCL 49.3mm)。这是显微组织变化的结果,尤其如由过低的MOD指数(0.52)、过高的KAM 0-1和低的KAM 1-5以及过少的晶粒细化(如过低的ΣGB所反映)所反映的那样。将钢3的CT降低至540℃导致R_p和R_m的显著降低。

[0121] 与钢1-3(合金A)类似的趋势可以在钢4-6(合金B)中看到。

[0122] 钢7-9(合金C)具有所有根据本发明的组成,并有目的地添加V。钢8已经根据本发明以CT 580℃加工,并提供高强度(Rm 1005MPa)、高伸长率(A50 14.7%)、良好的扩孔率和非常好的抗边缘开裂性(ATCL为34.8mm)的非常好的平衡。这是由于组成、加工和显微组织。该显微组织的特征在于非常高的晶粒细化度。该显微组织具有约2.6体积%的马氏体,并且据信这有助于由34.8mm的ATCL所表示的良好的抗边缘开裂性。将钢7的CT提高至610℃略微提高了Rm和Rp,但钢7的边缘裂纹敏感性显著降低。这种降低可能是由于MOD指数和KAM值所反映的显微组织变化以及由 ΣGB (ΣGB 1134 1/mm)所反映的不足的晶粒细化度。钢9过低的卷取温度(CT 540℃)导致与钢8相比较低的Rm和显著较低的Rp以及过低的扩孔率。

[0123] 与合金B(钢4-6)相比,合金D(钢10-12)具有提高的Al含量。钢5和11(均根据本发明加工)的比较显示,添加Al将获得提高的强度(Rm)。钢11还显示出如MOD指数、KAM值所示的有利的显微组织和如 ΣGB 所示的足够的晶粒细化度,并因此提供了所需的性质平衡。

[0124] 与合金D(钢10-12)相比,合金E(钢13-15)有目的地添加V。与钢11相比,钢14提供了进一步降低的边缘裂纹敏感性。钢14与钢15的比较显示了较低的卷取温度(CT 540℃)尤其导致显著降低的Rp。并且钢13与钢14的比较显示了将钢13的CT提高至610℃仍然得到高的Rm和Rp,但是边缘裂纹敏感性降低到不可接受的水平(ATCL 56.3mm)。这尤其由过低的MOD指数、过高的KAM 0-1和低KAM 1-5以及低 ΣGB 来反映。

[0125] 现在已经充分描述了本发明,对于本领域普通技术人员显而易见的是,在不脱离本文中描述的本发明的精神或范围的情况下,可以进行许多改变和修改。

[0126] 表2.采用的工艺参数以及所得的可成形性特性、机械性质、显微组织和显微组织的组织组分

[0127]

钢	合金	工艺					性质							显微组织							
		RHT (°C)	FRT (°C)	T _{START} (°C)	T _{END} (°C)	CT (°C)	t (mm)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	Ag (%)	A50 (%)	HEC (%)	ATCL (mm)	F (%)	M (%)	MOD (-)	KAM 0-1 (%)	KAM 1-5 (%)	ΣGB (mm ⁻¹)		
1	A	1220	910	875	610	610	3.53	946	1003	7.0	14.3	33	49.3	100	0	0.52	75.0	25.0	1322	Comp.	
2	A	1220	905	875	580	580	3.42	862	1011	7.8	15.8	42	28.9	99.7	0.3	1.20	44.3	55.7	1854	Inv.	
3	A	1220	895	865	580	540	3.40	777	946	6.2	13.2	40	-	99.6	0.4	1.17	40.4	59.6	1661	Comp.	
4	B	1220	910	880	610	610	3.61	955	1012	8.2	16.1	33	47.9	100	0	0.54	75.6	24.4	1311	Comp.	
5	B	1220	895	860	580	580	3.35	913	993	7.7	15.5	54	41.8	98.8	1.2	1.12	46.3	53.7	1604	Inv.	
6	B	1220	900	865	585	540	3.37	788	911	8.2	15.9	42	-	97.8	2.2	1.09	42.6	57.4	1704	Comp.	
7	C	1220	900	870	600	610	3.53	954	1013	8.2	16.0	31	110.6	100	0	0.45	80.1	19.9	1134	Comp.	
8	C	1220	880	850	570	580	3.41	872	1005	7.0	14.7	63	34.8	97.4	2.6	0.84	51.2	48.8	1555	Inv.	
9	C	1220	885	855	565	540	3.52	770	970	5.9	12.2	26	-	99.8	0.2	1.29	27.5	72.5	1868	Comp.	
10	D	1220	905	870	610	610	3.67	966	1017	7.7	14.2	30	48.9	100	0	0.64	69.7	30.3	1357	Comp.	
11	D	1220	895	865	580	580	3.37	941	1008	8.0	15.5	41	41.2	99.5	0.5	1.09	42.3	57.7	1850	Inv.	
12	D	1220	885	850	590	540	3.35	745	893	8.6	15.8	44	-	99.2	0.8	1.03	47.8	52.2	1767	Comp.	
13	E	1220	905	865	610	610	3.59	953	1013	7.9	15.4	32	56.3	100	0	0.44	80.5	19.5	1258	Comp.	
14	E	1220	880	850	580	580	3.22	860	1000	7.6	15.5	54	38.6	96.6	3.4	1.01	42.5	57.5	1760	Inv.	
15	E	1220	870	840	580	540	3.29	745	950	7.7	14.7	36	-	97.6	2.4	1.01	43.7	56.3	1776	Comp.	
16	F	1220	905	875	615	610	3.45	956	1012	6.8	13.5	35	88.0	100	0	0.52	76.2	23.8	1279	Comp.	
17	F	1220	895	855	580	580	3.04	863	918	7.8	16.0	45	40.5	100	0	1.10	55.3	44.7	1424	Comp.	
18	F	1220	900	865	580	540	3.02	780	850	7.9	14.7	56	-	100	0	1.05	52.2	47.8	1602	Comp.	

[0128]

工艺:	性质:	显微组织:
RHT: 再加热温度	HEC: 扩孔能力	F: 铁素体分数 (体积%)
FRT: 终轧温度	ATCL: 平均总裂纹长度	M: 马氏体分数 (体积%)
T _{START} : 输出辊道冷却的起始温度		MOD: 完全的显微组织的取向 差分布指数
T _{END} : 输出辊道冷却的结束温度		KAM 0-1: 内核平均取向差为 0 至 1° 的分数
CT: 卷取温度		KAM 1-5: 内核平均取向差为 1 至 5° 的分数
		ΣGB: 每 mm ² 以 mm 计的总晶 界 (5-65°) 长度之和

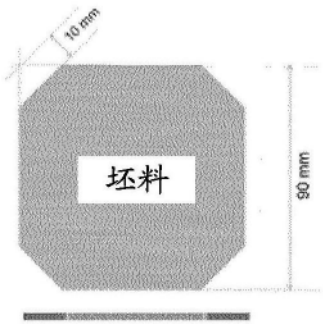


图1A

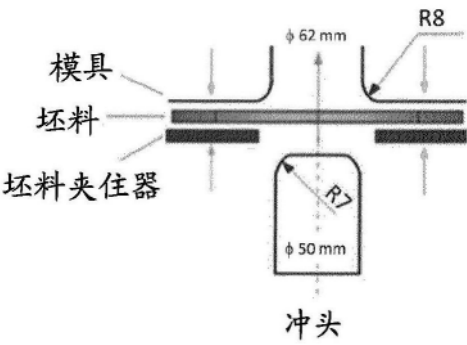


图1B

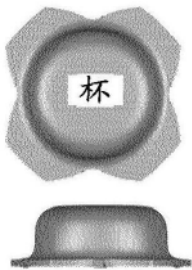


图1C

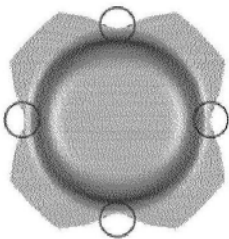


图1D

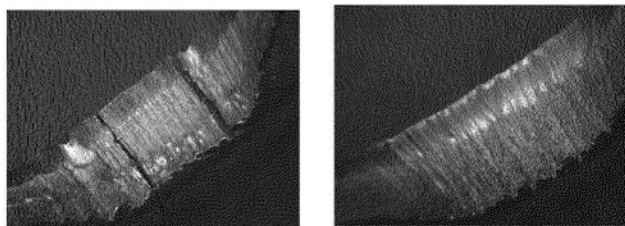


图1E

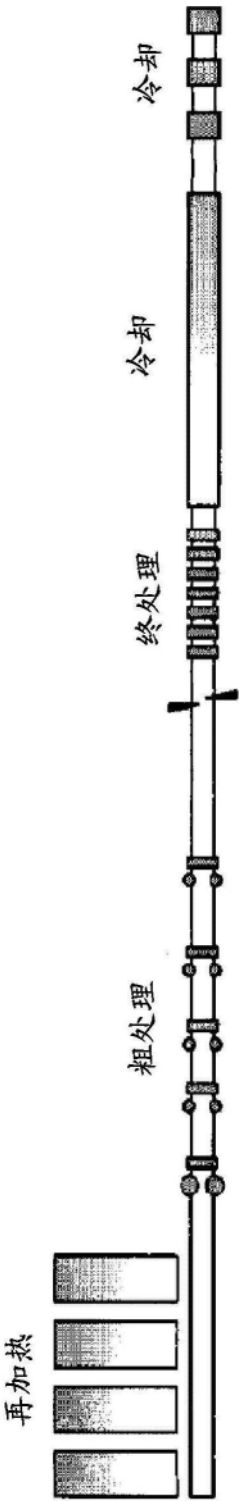


图2A

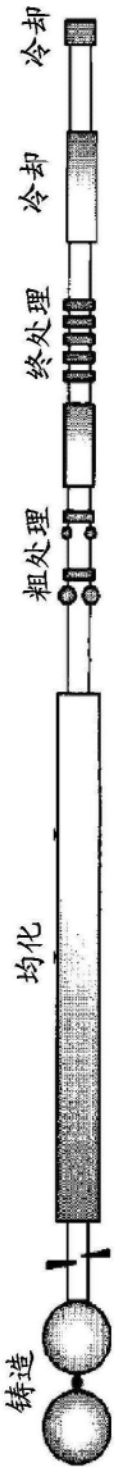


图2B