



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103562425 B

(45) 授权公告日 2015. 10. 21

(21) 申请号 201280023929. 5

G21D 9/46(2006. 01)

(22) 申请日 2012. 05. 16

G22C 38/06(2006. 01)

G22C 38/58(2006. 01)

(30) 优先权数据

2011-110918 2011. 05. 18 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2013. 11. 18

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2012/003194 2012. 05. 16

(87) PCT国际申请的公布数据

W02012/157268 JA 2012. 11. 22

(73) 专利权人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京

(72) 发明人 小林崇 中村展之 船川义正

(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限

责任公司 11219

代理人 金龙河 穆德骏

(56) 对比文件

CN 101208441 A , 2008. 06. 25, 全文 .

CN 10123317 A , 2008. 07. 02, 全文 .

CN 101410544 A , 2009. 04. 15, 全文 .

JP 特开 2007-262487 A , 2007. 10. 11, 全文 .

JP 特开 2009-149924 A , 2009. 07. 09, 全文 .

JP 特开 2010-100896 A , 2010. 05. 06, 全文 .

US 5108518 A , 1992. 04. 28, 全文 .

审查员 于霞

(51) Int. Cl.

G22C 38/00(2006. 01)

B21B 3/00(2006. 01)

权利要求书1页 说明书11页

(54) 发明名称

高碳薄钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供一种软质高碳薄钢板,其特征在于,具有:以质量%计含有C:0.20%~0.50%、Si:1.0%以下、Mn:2.0%以下、P:0.03%以下、S:0.02%以下、sol. Al:0.08%以下、N:0.02%以下,且余量由Fe和不可避免的杂质构成的化学组成,以及包含铁素体和渗碳体的显微组织,并且,从钢板表面到板厚1/4位置的区域中的所述铁素体的平均粒径 $d_s$ 和从钢板板厚1/4位置到板厚中心的区域中的所述铁素体的平均粒径 $d_c$ 分别为 $20 \sim 40 \mu m$ ,并且满足 $0.80 \leq d_s/d_c \leq 1.20$ ,所述渗碳体的平均粒径为 $1.0 \mu m$ 以上,球化率为90%以上,粒数比为90%以上的渗碳体存在于铁素体晶粒内。

1. 一种软质高碳薄钢板,其特征在于,具有:以质量%计含有 C :0.20%~0.50%、Si :1.0%以下、Mn :2.0%以下、P :0.03%以下、S :0.02%以下、sol. Al :0.08%以下、N :0.02%以下,且余量由 Fe 和不可避免的杂质构成的化学组成,以及包含铁素体和渗碳体的显微组织,

从钢板表面到板厚 1/4 位置的区域中的所述铁素体的平均粒径  $d_s$  和从钢板板厚 1/4 位置到板厚中心的区域中的所述铁素体的平均粒径  $d_c$  分别为  $20 \sim 40 \mu\text{m}$ ,并且满足  $0.80 \leq d_s/d_c \leq 1.20$ ,所述渗碳体的平均粒径为  $1.0 \mu\text{m}$  以上,球化率为 90%以上,粒数比为 90%以上的渗碳体存在于铁素体晶粒内,所述渗碳体的球化率是长径 / 短径即截面长宽比为 3 以下的渗碳体粒数相对于渗碳体总粒数的比率。

2. 如权利要求 1 所述的软质高碳薄钢板,其特征在于,以质量%计,进一步含有选自 Cr :0.1~1.5%、Mo :0.1~0.5%、Ni :0.1~1.0%、Ti :0.01~0.03%、Nb :0.01~0.03%、V :0.01~0.03%、B :0.0005~0.0050%中的至少一种。

3. 如权利要求 1 所述的软质高碳薄钢板,其中,所述 Si 含量以质量%计为 0.1%以上且 0.5%以下。

4. 如权利要求 1 所述的软质高碳薄钢板,其中,所述 Mn 含量以质量%计为 0.2%以上且 1.0%以下。

5. 如权利要求 1 所述的软质高碳薄钢板,其中,所述渗碳体具有  $1.0 \mu\text{m}$  以上且  $3.0 \mu\text{m}$  以下的平均粒径。

6. 如权利要求 1 所述的软质高碳薄钢板,其具有 150 以下的维氏硬度。

7. 一种软质高碳薄钢板的制造方法,其特征在于,将具有如下化学组成的钢片在  $A_{r_3}$  相变点以上的终轧温度下进行热轧,然后以  $25 \sim 50^\circ\text{C} / \text{秒}$  的平均冷却速度一次冷却至  $550 \sim 650^\circ\text{C}$  的一次冷却停止温度,接着,以  $120^\circ\text{C} / \text{秒}$  以上的平均冷却速度在冷却时间 1 秒以内二次冷却至  $500 \sim 600^\circ\text{C}$  的二次冷却停止温度,进行卷取,并除去钢板表层的氧化皮,然后以 20~30%的轧制率进行冷轧,并在  $680^\circ\text{C}$  以上且低于  $A_{c_1}$  相变点的退火温度下保持 20 小时以上进行退火,其中,所述钢片具有以质量%计含有 C :0.20%~0.50%、Si :1.0%以下、Mn :2.0%以下、P :0.03%以下、S :0.02%以下、sol. Al :0.08%以下、N :0.02%以下,且余量由 Fe 和不可避免的杂质构成的化学组成。

8. 如权利要求 7 所述的软质高碳薄钢板的制造方法,其特征在于,所述钢片以质量%计进一步含有选自 Cr :0.1~1.5%、Mo :0.1~0.5%、Ni :0.1~1.0%、Ti :0.01~0.03%、Nb :0.01~0.03%、V :0.01~0.03%、B :0.0005~0.0050%中的至少一种。

9. 如权利要求 7 所述的软质高碳薄钢板的制造方法,其中,所述二次冷却的平均冷却速度为  $120^\circ\text{C} / \text{秒}$  以上且  $300^\circ\text{C} / \text{秒}$  以下。

10. 如权利要求 7 所述的软质高碳薄钢板的制造方法,其中,所述退火温度的保持时间为 30 小时以上且 50 小时以下。

## 高碳薄钢板及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种高碳薄钢板(high carbon steel sheet),特别是含有 0.20 ~ 0.50 质量 % 的 C 的软质高碳薄钢板及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 对于高碳薄钢板而言,通常是在加工成各种形状后,实施用于硬质化的热处理,然后用于机械结构部件等。其中,对于 C 含量为 0.2 ~ 0.5 质量 % 的高碳薄钢板,如果实施渗碳体的球化退火(spheroidizing)则可以软质化,适合作为金属板加工材料。

[0003] 在汽车的驱动系统部件中,为了降低部件的制造成本,将对于铸件或锻件实施切削、接合等二次加工所制造的部件作为对象,广泛研究了生产性优良的金属板加工中的整体成型。因此,作为这种部件的原材料,需要含有 0.2 ~ 0.5 质量 % 的 C 的软质且加工性优良的高碳薄钢板,并且已经提出了几项技术。

[0004] 例如,在专利文献 1 中,公开了一种对含有 C:0.1 ~ 0.8 质量 % 的亚共析钢(hypo-eutectoid steel)的热轧钢板实施超过 15% 且为 30% 以下的轻冷轧(Light reduction cold rolling),接着实施三阶段退火的中、高碳钢板的软质化方法。

[0005] 此外,在专利文献 2 中,提出了一种软质并且热处理应变小的高碳钢带,其特征在于,具有以质量 % 计,C:0.10 ~ 0.80%、Si:0.005 ~ 0.30%、Mn:0.20 ~ 1.60%、sol. Al:0.005 ~ 0.100%、N:0.0010 ~ 0.0100%、Ti:0.001 ~ 0.050%,且满足规定条件式的钢组成,并且钢中的铁素体平均粒径和形状满足规定的条件。

[0006] 此外,在专利文献 3 中,提出了一种极软质的高碳热轧钢板,其特征在于,以质量 % 计,含有 C:0.2 ~ 0.7%、Si:0.01 ~ 1.0%、Mn:0.1 ~ 1.0%、P:0.03% 以下、S:0.035% 以下、Al:0.08% 以下、N:0.01% 以下,且余量由 Fe 和不可避免的杂质构成,并且其具有铁素体平均粒径为 20  $\mu\text{m}$  以上,粒径为 10  $\mu\text{m}$  以上的铁素体晶粒的体积率为 80% 以上,碳化物(渗碳体)的平均粒径为 0.10  $\mu\text{m}$  以上且小于 2.0  $\mu\text{m}$  的组织。

[0007] 现有技术文献

[0008] 专利文献

[0009] 专利文献 1:日本特开平 11-29823 号公报

[0010] 专利文献 2:日本特开 2001-220642 号公报

[0011] 专利文献 3:日本特开 2007-277696 号公报

### 发明内容

[0012] 发明所要解决的问题

[0013] 然而,专利文献 1 至 3 中所记载的技术,存在有下述问题。

[0014] 即,专利文献 1 所述的中、高碳钢板的软质化方法,通过对热轧钢板实施轧制率超过 15% 且为 30% 以下的轻冷轧,然后进行退火,从而通过加工应变促进了退火时的再结晶化,实现了软质化。然而,在轧制率较小的轻冷轧中,虽然在作为被轧制材料的钢板的表层

部中导入了较多的应变,但是在板厚中央部仅导入了少量的应变,并且导入的轧制应变分布在板厚方向上不均匀。因此,退火后的钢板在板厚方向上容易具有不均匀的组织 and 特性。此外,冷轧后的退火,是将  $Ac_1$  相变点之下和  $Ac_1$  相变点之上的特定温度范围的加热组合起来的三阶段退火,退火时的温度控制复杂,因此从这一点考虑,也容易产生钢板特性的不均匀。

[0015] 此外,专利文献 2 中所述的技术,是在规定的条件下对具有规定组成的钢进行热轧、卷取,并在气氛中的氢浓度为 90% 以上的条件下进行箱式退火,或者再组合轧制率为 5 ~ 30% 的冷轧,从而得到铁素体平均粒径大于  $35\ \mu\text{m}$  且小于  $100\ \mu\text{m}$ , 并且铁素体晶粒具有规定的延伸形状的钢板。因此,必须所谓的氢退火,能够实施的退火设备受限。此外,在组合轧制率为 5 ~ 30% 的冷轧时,如前所述,导入的轧制应变分布在板厚方向上不均匀,退火后的钢板在板厚方向上容易具有不均匀的组织 and 特性。

[0016] 专利文献 3 中所述的技术,是在对具有规定组成的钢进行粗轧后,进行最终道次的轧制率为 10% 以上并且终轧温度为 ( $Ar_3 - 20^\circ\text{C}$ ) 以上的终轧,接着,在规定的条件下冷却、卷取,在酸洗后进行箱式退火,得到具有规定粒径的铁素体和碳化物的组织的钢板。该技术和前述的现有技术不同,其不使用轻冷轧,并且限定热轧的最终道次条件,由此,提高了球化退火时的晶粒生长驱动力,进而实现了钢板的软质化。但是,在终轧后,需要以超过  $120^\circ\text{C} / \text{秒}$  的冷却速度冷却至  $600^\circ\text{C}$  以下的温度,而如果没有冷却能力非常强的设备,则无法实施,而且还容易受到冷却不均匀的影响,所得钢板的特性同样容易变得不均匀。

[0017] 本发明的目的在于提供一种含有 0.20 ~ 0.50 质量 % 的 C, 在板厚方向上均匀, 并且具有优良加工性的软质高碳薄钢板及其制造方法。

[0018] 用于解决问题的方法

[0019] 本发明人对上述目的的高碳薄钢板进行了深入研究, 结果发现以下内容。

[0020] i) 通过形成包含铁素体和渗碳体的显微组织, 适当提高退火后的铁素体粒径和渗碳体粒径, 同时使板厚方向的铁素体粒径分布均匀, 可以同时实现软质化和板厚方向的均匀化。

[0021] ii) 并且, 通过增大渗碳体的球化率和存在于铁素体晶粒内的渗碳体比率, 可以抑制加工性的下降。

[0022] iii) 而且, 有效的是, 在冷却热轧后的钢板时, 通过高温区域缓慢冷却、然后进行短时间的强力冷却这种两阶段的冷却模式进行冷却后, 实施低轧制率的冷轧, 并且退火。

[0023] 本发明基于上述见解而完成, 提供一种软质高碳薄钢板, 其特征在于, 具有: 以质量 % 计含有 C : 0.20% ~ 0.50%、Si : 1.0% 以下、Mn : 2.0% 以下、P : 0.03% 以下、S : 0.02% 以下、sol. Al : 0.08% 以下、N : 0.02% 以下, 且余量由 Fe 和不可避免的杂质构成的化学组成, 以及包含铁素体和渗碳体的显微组织, 并且, 从钢板表面到板厚 1/4 位置的区域中的所述铁素体的平均粒径  $d_s$  和从钢板板厚 1/4 位置到板厚中心的区域中的所述铁素体的平均粒径  $d_c$  分别为  $20 \sim 40\ \mu\text{m}$ , 并且满足  $0.80 \leq d_s/d_c \leq 1.20$ , 所述渗碳体的平均粒径为  $1.0\ \mu\text{m}$  以上, 球化率为 90% 以上, 粒数比为 90% 以上的渗碳体存在于铁素体晶粒内。

[0024] 本发明的高碳薄钢板, 可以在上述化学组成的基础上以质量 % 计进一步含有选自 Cr : 0.1 ~ 1.5%、Mo : 0.1 ~ 0.5%、Ni : 0.1 ~ 1.0%、Ti : 0.01 ~ 0.03%、Nb : 0.01 ~ 0.03%、V : 0.01 ~ 0.03%、B : 0.0005 ~ 0.0050% 中的至少一种。

- [0025] 所述 Si 含量优选以质量 % 计为 0.1% 以上且 0.5% 以下。
- [0026] 所述 Mn 含量优选以质量 % 计为 0.2% 以上且 1.0% 以下。
- [0027] 所述渗碳体优选具有 1.0  $\mu\text{m}$  以上且 3.0  $\mu\text{m}$  以下的平均粒径。
- [0028] 所述渗碳体的球化率是长径 / 短径即截面长宽比为 3 以下的渗碳体粒数相对于渗碳体总粒数的比率。
- [0029] 软质高碳薄钢板优选具有 150 以下的维氏硬度。
- [0030] 本发明的高碳薄钢板可以通过下述方法制造,即,将具有上述化学组成的钢片在  $\text{Ar}_3$  相变点以上的终轧温度下进行热轧,然后以 25 ~ 50 $^\circ\text{C}$  / 秒的平均冷却速度一次冷却至 550 ~ 650 $^\circ\text{C}$  的一次冷却停止温度,接着,以 120 $^\circ\text{C}$  / 秒以上的平均冷却速度在冷却时间 1 秒以内二次冷却至 500 ~ 600 $^\circ\text{C}$  的二次冷却停止温度,进行卷取,并除去钢板表层的氧化皮,然后以 20 ~ 30% 的轧制率进行冷轧,并在 680 $^\circ\text{C}$  以上且低于  $\text{Ac}_1$  相变点的退火温度下保持 20 小时以上进行退火。
- [0031] 所述二次冷却的平均冷却速度优选为 120 $^\circ\text{C}$  / 秒以上且 300 $^\circ\text{C}$  / 秒以下。
- [0032] 所述退火温度的保持时间优选为 30 小时以上且 50 小时以下。
- [0033] 发明效果
- [0034] 根据本发明,能够制造含有 0.20 ~ 0.50 质量 % 的 C,在板厚方向上均匀,并且具有优良加工性的软质高碳薄钢板。

### 具体实施方式

- [0035] 本发明的高碳薄钢板及其制造方法的限定理由,如下所述。
- [0036] (1) 化学组成
- [0037] 以下,作为成分元素的含量单位的 %,是指质量 %。
- [0038] C :0.20 ~ 0.50%
- [0039] C 是用于提高淬火后强度的必要元素。如果 C 量小于 0.20%,则无法获得用作机械结构部件的必要强度。另一方面,如果 C 量大于 0.50%,则钢板在退火后还具有过高的强度,加工性下降,并且还会导致淬火后部件的脆化及尺寸不良。因此,将 C 的含量限定为 0.20 ~ 0.50%。优选为 0.25 ~ 0.45%。
- [0040] Si :1.0% 以下
- [0041] Si 具有使钢脱氧的作用以及提高淬火后的抗回火软化性的作用。为了获得这些作用,Si 的含量优选为 0.1% 以上。但是,过量含有 Si,会导致钢板过度地高强度化,或者使钢板的表面性状变差,因此将 Si 的含量限定为 1.0% 以下。优选为 0.5% 以下,更优选为 0.3% 以下。
- [0042] Mn :2.0% 以下
- [0043] Mn 具有提高淬透性的作用以及提高淬火后的抗回火软化性的作用。为了获得这些作用,优选为 0.2% 以上的含量,并更优选为 0.3% 以上的含量。但是,过量含有 Mn,会导致钢板的加工性大幅下降,因此将 Mn 的含量限定为 2.0% 以下。优选为 1.0% 以下,更优选为 0.8% 以下。
- [0044] P :0.03% 以下
- [0045] 由于 P 会导致钢板的加工性和热处理后的韧性下降,因此将 P 的含量限定为 0.03%

以下。优选为 0.02% 以下。

[0046] S :0.02% 以下

[0047] 由于 S 会导致钢板的加工性和热处理后的韧性下降,因此将 S 的含量限定为 0.02% 以下。优选为 0.01% 以下。

[0048] sol. Al :0.08% 以下

[0049] Al 是为了使钢脱氧而添加的元素,可以根据需要含有。但是,以大于 0.08% 的 sol. Al 量添加 Al,会导致夹杂物的增加,从而导致钢板的加工性下降。因此,将 sol. Al 的含量限定为 0.08% 以下。优选为 0.04% 以下。此外,在将钢板保持在高温下时,有时在钢中形成 AlN,在淬火加热时抑制奥氏体晶粒的生长,从而降低淬透性。特别是在氮气气氛中将钢板保持高温时,由于从气氛中侵入到钢中的 N,容易使上述作用变得显著。为了避免由于形成 AlN 而导致的淬透性下降, sol. Al 量必须为 0.08% 以下,优选为小于 0.04%,并更优选为小于 0.01%。

[0050] N :0.02% 以下

[0051] 含有大量的 N,存在形成 AlN 而降低淬透性的情况。因此,将 N 的含量限定为 0.02% 以下。优选为 0.01% 以下。

[0052] 余量为 Fe 和不可避免的杂质,而为了提高淬透性和抗回火软化性,还可以进一步含有选自 Cr :0.1 ~ 1.5%、Mo :0.1 ~ 0.5%、Ni :0.1 ~ 1.0%、Ti :0.01 ~ 0.03%、Nb :0.01 ~ 0.03%、V :0.01 ~ 0.03%、B :0.0005 ~ 0.0050% 中的至少一种。这时,小于各元素下限的含量时无法充分获得其效果,此外,超过上限的含量时会导致制造成本的增加,并且有时会使钢板的加工性、韧性下降。

[0053] (2) 显微组织

[0054] 相构成 :铁素体和渗碳体

[0055] 对于本发明的高碳薄钢板,为了通过软质化而实现加工性的提高,形成包含铁素体和球化的渗碳体的显微组织。

[0056] 从钢板表面到板厚 1/4 位置的区域中的铁素体的平均粒径  $d_s$  和从钢板板厚 1/4 位置到板厚中心的区域中的铁素体的平均粒径  $d_c$  :分别为 20 ~ 40  $\mu\text{m}$

[0057] 铁素体晶粒的粗大化大大有助于软质化。但是,当铁素体的平均粒径小于 20  $\mu\text{m}$  时,软质化不充分。另一方面,如果铁素体的平均粒径大于 40  $\mu\text{m}$ ,则加工时容易产生所谓橘皮状缺陷的表面性状不良。因此,从钢板表面到板厚 1/4 位置的区域中的铁素体的平均粒径  $d_s$  和从钢板板厚 1/4 位置到板厚中心的区域中的铁素体的平均粒径  $d_c$  分别设定为 20 ~ 40  $\mu\text{m}$ 。

[0058] 铁素体的平均粒径的板厚方向分布 :从钢板表面到板厚 1/4 位置的区域中的铁素体的平均粒径  $d_s$  和从钢板板厚 1/4 位置到板厚中心的区域中的铁素体的平均粒径  $d_c$  满足  $0.80 \leq d_s/d_c \leq 1.20$

[0059] 如果板厚方向上铁素体的平均粒径不均匀,则加工后、热处理后的部件变形容易变大。因此,将其设定为  $0.80 \leq d_s/d_c \leq 1.20$ 。

[0060] 渗碳体的平均粒径 :1.0  $\mu\text{m}$  以上

[0061] 当渗碳体的平均粒径小于 1.0  $\mu\text{m}$  时,软质化不充分。但是,如果渗碳体过度粗大化,则可能加工时粗大渗碳体晶粒周围的应力集中度高,从而导致加工性的下降,而且,伴

- 随淬火加热时的分解的 C 的再固溶受到抑制,因此渗碳体的平均粒径优选为  $3.0\ \mu\text{m}$  以下。
- [0062] 需要说明的是,渗碳体的粒径是指在规定的钢板截面的观察视野中,渗碳体的长径与短径的几何平均值,渗碳体的平均粒径是指各个渗碳体的粒径的算术平均值。
- [0063] 渗碳体的球化率:90% 以上
- [0064] 如果渗碳体的球化不充分,其球化率小于 90%,则残留有大量的板状渗碳体,加工性大大下降。因此,将渗碳体的球化率设定为 90% 以上。
- [0065] 需要说明的是,渗碳体的球化率是指在规定的钢板截面的观察视野中,截面长宽比(长径 / 短径)为 3 以下的渗碳体粒数相对于渗碳体总粒数的比率。
- [0066] 存在于铁素体晶粒内的渗碳体的粒数比:90% 以上
- [0067] 本发明钢板中的渗碳体被充分球化,并且平均粒径大,为  $1.0\ \mu\text{m}$  以上。如果这种渗碳体大量存在于铁素体的晶界中,则在加工时容易成为破坏的起点,导致加工性的下降。因此,相对于渗碳体总粒数的粒数比为 90% 以上的渗碳体必须存在于铁素体晶粒内。
- [0068] (3) 制造条件
- [0069] 根据本发明的高碳薄钢板,可以通过下述方法制造,即,将具有上述化学组成的钢片在  $\text{Ar}_3$  相变点以上的终轧温度下进行热轧,然后以  $25\sim 50^\circ\text{C}/\text{秒}$  的平均冷却速度一次冷却至  $550\sim 650^\circ\text{C}$  的一次冷却停止温度,接着,以  $120^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上的平均冷却速度在冷却时间 1 秒以内二次冷却至  $500\sim 600^\circ\text{C}$  的二次冷却停止温度,进行卷取,并除去钢板表层的氧化皮,然后以 20 ~ 30% 的轧制率进行冷轧,并在  $680^\circ\text{C}$  以上且低于  $\text{Ac}_1$  相变点的退火温度下保持 20 小时以上进行退火。
- [0070] 热轧工序,起到了用于随后进行的组合冷轧和退火的软质化处理的组织预调整作用,是软质化处理后实现板厚方向上均匀化的必要且重要的工序。通过轻冷轧和退火所进行的软质化处理,是利用冷轧导入的应变所引起的应变诱发晶粒生长,促进铁素体晶粒粗大化的处理,并且是负责钢板软质化的工序。但是,在轧制率较小的轻冷轧中,虽然在被轧制材料即钢板的表层部中导入了较多的应变,但是在板厚中央部很难导入应变。因此,在表层部和中央部中,在铁素体晶粒生长的促进效果方面产生了差异,铁素体的粒径分布变得不均匀,进而钢板的特性变得不均匀。
- [0071] 在本发明中,为了避免由于轻冷轧所导致的板厚方向上的不均匀,预先在热轧后的钢板中形成特定的组织分布。在热轧钢板中,如果使表层部的渗碳体比板厚中央部的渗碳体更加微小,则在冷轧后的退火时,与板厚中央部相比,进一步抑制了表层部的铁素体晶粒的生长,从而消除了因轧制应变的导入不均匀而引起的铁素体粒径分布的不均匀。
- [0072] 为了使热轧钢板中渗碳体的粒径在板厚方向上产生变化,在终轧后的冷却过程中,必须改变表层部和中央部的温度历程。因此,有效的是两阶段冷却,即,在析出含渗碳体的第二相的温度范围中,以非常短的时间仅对表层部进行强冷的方式进行冷却,并且在较高温侧的温度范围中,为了使第二相以外的组织形成均匀化而进行缓慢冷却,也就是说,以高温区域缓慢冷却 - 短时间强力冷却的模式进行冷却。
- [0073] 以下,对于根据该观点所设定的各制造条件的限定理由进行说明。
- [0074] 热轧的终轧温度: $\text{Ar}_3$  相变点以上
- [0075] 当热轧的终轧温度低于  $\text{Ar}_3$  相变点时,在热轧后形成了残留有轧制组织的显微组织,退火后在板厚方向上的均匀性下降。因此,将终轧温度设定为  $\text{Ar}_3$  相变点以上。

[0076] 需要说明的是,  $Ar_3$ 相变点例如可以通过测定从奥氏体温度区进行冷却的过程中的热收缩曲线,并由曲线的变化点求出。此外,还可以由化学成分的含量进行估算。

[0077] 热轧后的一次冷却:以  $25 \sim 50^\circ\text{C}/\text{秒}$  的平均冷却速度冷却至  $550 \sim 650^\circ\text{C}$  的冷却停止温度

[0078] 对于热轧后的钢板,立即以  $25 \sim 50^\circ\text{C}/\text{秒}$  的平均冷却速度一次冷却至  $550 \sim 650^\circ\text{C}$  的冷却停止温度。这是由于,如果平均冷却速度小于  $25^\circ\text{C}/\text{秒}$  或超过  $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ ,则在热轧后难以形成后述所希望的组织分布,并且退火后在板厚方向上的铁素体的粒径分布变得不均匀,无法实现板厚方向的均匀化。

[0079] 此外,如果冷却停止温度超过  $650^\circ\text{C}$ ,则热轧后的显微组织容易粗大化,退火后难以得到所希望的组织分布,而在低于  $550^\circ\text{C}$  时,生成了贝氏体、马氏体等硬质相,有时钢板过度地高强度化,卷取时的卷取形状、操作性变差,或者钢板形状变差,从而导致冷却不均匀。

[0080] 一次冷却后,直接转移至二次冷却。为了抑制过度复热,一次冷却后到二次冷却开始的时间优选为 3 秒以内,更优选为 1 秒以内。

[0081] 热轧后的二次冷却:以  $120^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上的平均冷却速度在冷却时间 1 秒以内冷却至  $500 \sim 600^\circ\text{C}$  的冷却停止温度

[0082] 对于一次冷却后的钢板,以  $120^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上的平均冷却速度在 1 秒以内冷却至  $500 \sim 600^\circ\text{C}$  的冷却停止温度,进行卷取。

[0083] 在通过通常的注水进行冷却时,由于  $500 \sim 600^\circ\text{C}$  的温度范围是从膜沸腾开始向核沸腾转变的区域,因此容易产生钢板的冷却不均匀。在该温度范围中,如果以  $120^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上的平均冷却速度这种以核沸腾为主的条件进行强制水冷,则不易发生钢板的冷却不均匀。如果是平均冷却速度为  $240^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上的强制水冷,则更优选。

[0084] 此外,通过以 1 秒以内的非常短的冷却时间进行强制水冷,在冷却后的钢板表层部中,生成作为第二相的层间间隔狭窄的珠光体或贝氏体,退火时所形成的球状渗碳体晶粒变小,抑制铁素体的晶粒生长。另一方面,在板厚中央部,生成层间间隔稍大的珠光体,退火时所形成的球状渗碳体晶粒比表层部稍稍变大,铁素体晶粒生长的抑制效果减小。因此,板厚方向上的铁素体的粒径分布变得均匀,实现了板厚方向的均匀化。当冷却时间超过 1 秒时,冷却后的板厚方向的温度分布容易变得均匀,难以得到所希望的组织分布。优选的冷却时间为 0.5 秒以内。

[0085] 此外,当冷却停止温度超过  $600^\circ\text{C}$  时,冷却后容易生成粗大的珠光体,并且在退火后难以形成所希望的组织分布。另一方面,当冷却停止温度低于  $500^\circ\text{C}$  时,生成了大量的贝氏体、马氏体等硬质相,钢板过度地高强度化,卷取时的卷取形状、操作性变差。

[0086] 冷轧的轧制率:  $20 \sim 30\%$

[0087] 卷取的钢板,在通过酸洗等除去钢板表层的氧化皮后,为了在后述的退火时通过应变诱发晶粒生长而表现出钢板的软质化,进行了冷轧。这时,如果轧制率小于  $20\%$ ,则无法获得充分的晶粒生长促进效果,而如果轧制率超过  $30\%$ ,则铁素体细粒化。因此,将冷轧的轧制率限定为  $20 \sim 30\%$ 。

[0088] 退火:在  $680^\circ\text{C}$  以上且低于  $Ac_1$  相变点的退火温度下保持 20 小时以上

[0089] 为了实现渗碳体的球化以及铁素体晶粒的粗大化,对冷轧后的钢板进行退火。这时,如果退火温度低于  $680^\circ\text{C}$ ,则渗碳体的球化以及铁素体晶粒的粗大化无法迅速进行,此



外,如果为  $A_{c1}$ 相变点以上,则退火中部分生成了奥氏体,退火后会混入珠光体即未球化的渗碳体,因而加工性、淬透性下降。因此,将退火温度限定为  $680^{\circ}\text{C}$  以上且低于  $A_{c1}$ 相变点的范围。优选为  $690^{\circ}\text{C}$  以上( $A_{c1}$ 相变点  $-5^{\circ}\text{C}$ ) 以下。

[0090] 对于在退火温度下的保持时间,为了实现渗碳体的球化以及铁素体晶粒的粗大化,必须为 20 小时以上。并优选为 30 ~ 50 小时。

[0091] 此外,通过前述规定条件下的退火,充分促进了铁素体晶粒的合并和生长,从而退火前存在于铁素体晶界的很多渗碳体进入到了合并和生长后的晶粒内,并且退火后粒数比为 90% 以上的渗碳体存在于铁素体晶粒内。

[0092] 需要说明的是,  $A_{c1}$ 相变点例如可以通过测定从常温进行加热的过程中的热膨胀曲线,并由曲线的变化点求出。此外,还可以由化学成分的含量进行估算。

[0093] 对于退火后的钢板来说,为了进行形状矫正或者调整表面性状,可以根据需要实施表面光轧。

[0094] 本发明中所用的高碳钢的熔炼,可以使用转炉或电路中的任一种。熔炼的钢通过连铸或者铸锭后的开坯形成为钢片(钢坯)。对于钢片来说,可以根据需要实施火焰清理等修整。对于热轧前的钢片,根据制造设备的能力加热至可以确保规定的终轧温度的温度即可。连铸后的钢片也可以不冷却至常温而直接或者在短时间的加热后进行热轧。此外,还可以通过板带加热器、边部加热器等感应加热装置,对热轧过程中的钢片进行加热。

[0095] 实施例

[0096] 将具有表 1 所示化学组成、并且余量由 Fe 和不可避免的杂质构成的钢片 A ~ K,在表 2 所示的热轧条件下制成板厚为 4.0mm 的热轧钢板,然后通过酸洗除去钢板表层的氧化皮。接着,在表 2 所示的冷轧条件下对这些热轧钢板进行冷轧,同样在表 2 所示的退火条件下进行退火,得到钢板 1 ~ 25。需要说明的是,表 1 所示的  $A_{r3}$ 相变点和  $A_{c1}$ 相变点,是由钢的化学组成并基于下式估算求出的。

[0097]  $A_{r3}$ 相变点( $^{\circ}\text{C}$ ) =  $910 - 203[\text{C}]^{1/2} + 44.7[\text{Si}] - 30.0[\text{Mn}] - 11.0[\text{Cr}] + 31.5[\text{Mo}] - 15.2[\text{Ni}]$

[0098]  $A_{c1}$ 相变点( $^{\circ}\text{C}$ ) =  $727 - 29.1[\text{Si}] - 10.7[\text{Mn}] + 16.9[\text{Cr}] - 16.9[\text{Ni}]$

[0099] 其中, [C]、[Si]、[Mn]、[Cr]、[Mo]、[Ni], 分别为 C、Si、Mn、Cr、Mo、Ni 的含量(质量%)。

[0100] 从所得的各钢板上裁取样品,测定从钢板表面到板厚 1/4 位置的区域中的铁素体的平均粒径  $d_s$ 、从钢板板厚 1/4 位置到板厚中心的区域中的铁素体的平均粒径  $d_c$ 、渗碳体的平均粒径、球化率以及存在于铁素体晶粒内的粒数比。测定使用如下拍摄的组织照片来进行,即,对样品中与钢板轧制方向平行的板厚截面进行镜面研磨,并使用硝酸乙醇腐蚀液或苦酸浸蚀液进行腐蚀,然后通过扫描电子显微镜以 500 ~ 3000 倍的倍率拍摄表层部、板厚 1/8 位置、板厚 1/4 位置、板厚 3/8 位置、板厚中央部各位置。这时,对于铁素体的平均粒径,使用在上述各位置所拍摄的硝酸乙醇腐蚀照片,按照日本工业标准 JIS G0552 中规定的方法求出晶粒度,并由粒度序号算出。在板厚方向上从表面到板厚 1/4 位置的区域中的铁素体的平均粒径  $d_s$ ,是在表层部、板厚 1/8 位置、板厚 1/4 位置处算出的平均粒径的平均值,从板厚 1/4 位置到板厚中心的区域的铁素体的平均粒径  $d_c$ ,是板厚 1/4 位置、板厚 3/8 位置、板厚中央部算出的平均粒径的平均值。需要说明的是,表层部、板厚 1/8 位置、板厚 1/4

位置、板厚 3/8 位置,是从钢板的表里两侧对各位置进行观察的。此外,渗碳体的平均粒径、球化率、存在于铁素体晶粒内的粒数比,也结合使用在板厚 1/4 位置处的苦酸腐蚀照片进行测定。

[0101] 此外,对样品的与钢板轧制方向平行的板厚截面进行镜面研磨,并在板厚 1/8 位置和板厚 3/8 位置处,按照日本工业标准 JIS Z2244 的规定,在 9.8N (1kgf)的试验力下测定维氏硬度,并由此评价钢板的软质化程度以及板厚方向的均匀性。这时,在各位置测定 5 点以上的维氏硬度,并将它们的平均值作为 HV,将板厚 1/8 位置的 HV 作为 HVs,将板厚 3/8 位置的 HV 作为 HVc。然后,如果 HVs 和 HVc 为 150 以下,则为软质,而如果 HVs 与 HVc 值之差  $\Delta HV$  为 5 以下,则板厚方向的均匀性优良。

[0102] 对于钢板的加工性,按照日本工业标准 JIS Z2256,进行扩孔试验(hole expanding test),评价其极限变形能。这时,如果扩孔率为 30% 以上,则评价为具有足够的加工性。

[0103] 将结果示于表 3。

[0104] 由此可知,本发明例的钢板在板厚方向上的  $\Delta HV$  小而均匀,是具有优良加工性的软质高碳薄钢板。另一方面,比较例的钢板在板厚方向上的  $\Delta HV$  大而不均匀、软质化不充分或者加工性差。

[0105]

[0106] 表 2  
[0107]

表 1

(质量%)

钢片	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	其它	Ar <sub>3</sub> 相变点 (°C)	Ac <sub>1</sub> 相变点 (°C)	备注
A	0.21	0.2	0.4	0.01	0.004	0.03	0.003	-	814	717	本发明内
B	0.21	0.1	0.2	0.01	0.005	0.02	0.003	Ti:0.02, B:0.003	813	723	本发明内
C	0.33	0.2	0.8	0.02	0.007	0.01	0.002	-	778	713	本发明内
D	0.35	0.3	0.7	0.02	0.006	0.04	0.002	Cr:0.2	781	713	本发明内
E	0.35	0.2	0.8	0.02	0.007	0.002	0.005	-	781	721	本发明内
F	0.36	0.1	0.3	0.01	0.008	0.03	0.002	-	784	721	本发明内
G	0.35	0.3	0.6	0.02	0.008	0.03	0.002	Cr:1.0, Mo:0.2, Ni:0.1	779	727	本发明内
H	0.41	0.3	1.5	0.03	0.006	0.05	0.004	-	748	702	本发明内
I	0.44	0.2	0.7	0.02	0.005	0.003	0.005	-	763	714	本发明内
J	0.49	0.2	0.7	0.02	0.006	0.08	0.002	-	756	714	本发明内
K	0.51	0.3	0.8	0.02	0.009	0.04	0.003	-	754	710	本发明外

钢板	钢片	热轧条件						冷轧条件	退火条件	
		终轧温度 (°C)	平均一次冷却速度 (°C/s)	一次冷却停止温度 (°C)	平均二次冷却速度 (°C/s)	二次冷却时间 (s)	二次冷却停止温度 (°C)	轧制率 (%)	温度 (°C)	时间 (hr)
1	A	880	40	650	240	0.4	600	20	715	40
2	B	880	50	650	240	0.5	580	20	715	45
3	C	860	40	620	180	0.5	560	25	710	30
4	C	760	30	620	180	0.5	560	25	710	30
5	C	780	20	640	180	0.4	600	25	710	30
6	C	860	60	560	180	0.5	500	25	710	30
7	C	860	40	620	180	0.5	560	18	710	30
8	C	860	40	620	180	0.5	560	32	710	30
9	C	860	40	620	180	0.5	560	25	710	15
10	D	860	30	640	120	1.0	540	25	710	20
11	E	860	40	620	180	0.5	560	25	715	25
12	E	860	40	540	180	0.3	520	25	715	25
13	E	860	40	660	180	0.6	580	25	715	25
14	F	860	40	620	180	0.7	560	25	715	25
15	F	860	40	620	180	0.7	560	25	670	40
16	F	860	40	620	180	0.7	560	25	730	20
17	G	840	40	600	150	0.8	560	25	710	50
18	H	840	40	580	150	0.4	600	30	700	35
19	I	840	35	580	150	0.5	540	30	710	40
20	I	840	35	580	100	0.5	560	30	710	40
21	I	840	35	580	120	1.2	500	30	710	40
22	I	840	35	580	150	1.0	480	30	710	40
23	I	840	25	640	150	0.5	620	30	710	40
24	J	820	25	550	120	0.6	540	25	680	50
25	K	820	25	550	120	0.6	540	30	680	50

[0108] 表 3

[0109]

钢板	显微组织*							硬度			加工性	备注
	相	F的 $d_s$ ( $\mu\text{m}$ )	F的 $d_c$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_s/d_c$	C的 平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	C的 球化率 (%)	晶粒内C 的粒数比 (%)	HV <sub>s</sub>	HV <sub>c</sub>	$\Delta$ HV	扩孔率 $\lambda$ (%)	
1	F、C	40	34	1.18	2.2	96	97	117	120	3	45	发明例
2	F、C	33	32	1.03	1.8	90	94	121	122	1	43	发明例
3	F、C	31	29	1.07	1.3	92	92	133	136	3	39	发明例
4	F、C	42	24	1.75	1.4	93	88	129	138	9	24	比较例
5	F、C	37	29	1.28	1.4	88	89	131	138	7	28	比较例
6	F、C	33	27	1.22	0.9	87	87	134	139	5	26	比较例
7	F、C	18	19	0.95	1.2	87	82	143	142	1	27	比较例
8	F、C	15	17	0.88	1.1	89	83	145	144	1	25	比较例
9	F、C	28	26	1.08	1.9	86	90	139	142	3	28	比较例
10	F、C	30	28	1.07	1.1	96	95	136	139	3	41	发明例
11	F、C	32	28	1.14	1.3	93	93	132	135	3	40	发明例
12	F、C	32	26	1.23	0.8	88	88	134	139	5	29	比较例
13	F、C	38	30	1.27	1.4	89	87	130	137	7	27	比较例
14	F、C	34	31	1.10	1.3	96	95	129	130	1	42	发明例
15	F、C	29	25	1.16	2.6	82	86	141	143	2	24	比较例
16	F、P、C	18	17	1.06	3.6	77	73	148	149	1	21	比较例
17	F、C	28	25	1.12	1.0	95	91	137	139	2	37	发明例
18	F、C	27	23	1.17	1.1	92	92	140	142	2	36	发明例
19	F、C	25	22	1.14	1.1	91	93	143	146	3	35	发明例
20	F、C	28	23	1.22	1.2	90	91	138	146	8	31	比较例
21	F、C	26	21	1.24	1.1	88	90	141	149	8	29	比较例
22	F、C	21	18	1.17	0.7	90	88	150	155	5	28	比较例
23	F、C	27	22	1.23	2.4	89	91	140	147	7	26	比较例
24	F、C	24	20	1.20	1.0	91	90	146	149	3	31	发明例
25	F、C	23	19	1.21	0.9	86	87	147	152	5	25	比较例

[0110] \*:F 铁素体、C 渗碳体、P 珠光体