



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 103108974 A

(43) 申请公布日 2013. 05. 15

(21) 申请号 201180044706. 2

代理人 金龙河 穆德骏

(22) 申请日 2011. 09. 15

(51) Int. Cl.

(30) 优先权数据

*G22C 38/00* (2006. 01)

2010-209898 2010. 09. 17 JP

*B21B 3/00* (2006. 01)

(85) PCT申请进入国家阶段日

*G21D 9/46* (2006. 01)

2013. 03. 15

*G22C 38/14* (2006. 01)

*G22C 38/58* (2006. 01)

(86) PCT申请的申请数据

PCT/JP2011/071752 2011. 09. 15

(87) PCT申请的公布数据

W02012/036307 JA 2012. 03. 22

(71) 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京

(72) 发明人 斋藤勇人 中岛胜己 船川义正

森安永明 村田贵幸

(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限

责任公司 11219

权利要求书1页 说明书11页

(54) 发明名称

韧性优良的高强度热轧钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供一种即使在将拉伸强度高强化至 780MPa 以上时,也具有优良的韧性的高强度热轧钢板。所述热轧钢板的组成以质量%计,含有 C : 0. 04 ~ 0. 12%、Si :0. 5 ~ 1. 2%、Mn :1. 0 ~ 1. 8%、P :0. 03% 以下、S :0. 0030% 以下、Al :0. 005 ~ 0. 20%、N :0. 005% 以下和 Ti :0. 03 ~ 0. 13%,且余量为 Fe 和不可避免的杂质,并且其组织为贝氏体相的面积率超过 95%、且该贝氏体相的平均粒径为 3 μ m 以下,此外,离表层 50 μ m 处的维氏硬度与板厚 1/4 处的维氏硬度之差 Δ Hv1 为 50 以下,板厚 1/4 处的维氏硬度与板厚 1/2 处的维氏硬度之差 Δ Hv2 为 40 以下,并且板厚为 4. 0mm 以上且 12mm 以下,拉伸强度为 780MPa 以上。

1. 一种韧性优良的高强度热轧钢板,其特征在于,其组成以质量%计,含有 C :0.04 ~ 0.12%、Si :0.5 ~ 1.2%、Mn :1.0 ~ 1.8%、P :0.03%以下、S :0.0030%以下、Al :0.005 ~ 0.20%、N :0.005%以下和 Ti :0.03 ~ 0.13%,且余量为 Fe 和不可避免的杂质,并且,贝氏体相的面积率超过 95%,该贝氏体相的平均粒径为 3  $\mu$ m 以下,此外,离表层 50  $\mu$ m 处的维氏硬度与板厚 1/4 处的维氏硬度之差  $\Delta$ Hv1 为 50 以下,板厚 1/4 处的维氏硬度与板厚 1/2 处的维氏硬度之差  $\Delta$ Hv2 为 40 以下,并且板厚为 4.0mm 以上且 12mm 以下,拉伸强度为 780MPa 以上。

2. 如权利要求 1 所述的韧性优良的高强度热轧钢板,其特征在于,所述钢板的组成以质量%计,进一步含有 Ni :0.01 ~ 0.50%。

3. 如权利要求 1 或 2 所述的韧性优良的高强度热轧钢板,其特征在于,所述钢板的组成以质量%计,进一步含有选自 Nb :0.005 ~ 0.10%、V :0.002 ~ 0.50%、Mo :0.02 ~ 0.50%、Cr :0.03 ~ 0.50%、B :0.0002 ~ 0.0050%、Cu :0.01 ~ 0.50%、Ca :0.0005 ~ 0.0050% 和 REM : 0.0005 ~ 0.0100% 中的 1 种或 2 种以上。

4. 一种韧性优良的高强度热轧钢板的制造方法,其特征在于,将由权利要求 1 至 3 中任一项所述的成分组成所形成的钢原材加热至 1200 ~ 1350 $^{\circ}$ C 后,在精轧温度 :Ar<sub>3</sub> ~ (Ar<sub>3</sub>+80 $^{\circ}$ C)、未再结晶温度区的轧制率 :40% 以上的条件下进行热精轧,并在热轧结束后以平均冷却速度 :25 $^{\circ}$ C / 秒以上的速度冷却至卷取温度 :300 ~ 500 $^{\circ}$ C。

## 韧性优良的高强度热轧钢板及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种适合用于汽车结构部件或卡车框架等的拉伸强度为 780MPa 以上并且韧性优良的高强度热轧钢板及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 近年来,从保护地球环境的观点出发,提高汽车的燃料效率成为重要的课题,此外,为了兼具有碰撞安全性,对于通过使用材料的高强度化以及部件的薄壁化,从而使车身本身轻量化的研究一直较为活跃。迄今为止,作为汽车部件,一直使用拉伸强度为 440MPa 级或 590MPa 级的热轧钢板,而最近对于 780MPa 级以上的高强度热轧钢板的期望不断提高。

[0003] 但是,一般而言,随着钢板的高强度化,其韧性下降。因此,为了实现汽车部件等所要求的韧性的提高,正在进行各种尝试。

[0004] 例如,专利文献 1 中记载了一种高强度热轧钢板的制造方法,其中将含有 C : 0.05 ~ 0.15%、Si : 1.50% 以下、Mn : 0.5 ~ 2.5%、P : 0.035% 以下、S : 0.01% 以下、Al : 0.02 ~ 0.15%、Ti : 0.05 ~ 0.2% 的钢坯在  $Ar_3$  相变点以上的精轧温度下热轧后,以 30°C / 秒以上的冷却速度冷却至 400 ~ 550°C 的温度范围,卷取为卷材状,再以冷却速度 : 50 ~ 400°C / 小时将卷取后的卷材冷却至 300°C 以下,由此形成含有 60 ~ 95 体积 % 的贝氏体和铁素体或铁素体及马氏体的组织所构成的热轧钢板。根据专利文献 1 中所述的技术,通过对卷取后的卷材进行急冷,抑制 P 的晶界偏析,从而降低冲击试验时的断裂转变温度,并由此得到板厚 : 2.0mm 左右,具有拉伸强度 : 780MPa 以上,并且扩孔率为 60% 以上的扩孔加工性优良的高强度热轧钢板。

[0005] 专利文献 2 中公开了一种强度、延性、韧性和疲劳特性优良的热轧高张力钢板,其组成含有 C : 0.01 ~ 0.20 重量 %、Si : 1.00 重量 % 以下、Mn : 2.00 重量 % 以下、Al : 0.10 重量 % 以下、N : 0.0070 重量 % 以下、Nb : 0.0050 ~ 0.15 重量 %, 余量除了不可避免的杂质外实质上为 Fe, 并且其组织为,铁素体的平均粒径为 2 ~ 3  $\mu\text{m}$  的微细铁素体以面积率计为 70% 以上,含有贝氏体和马氏体的组织的面积率为 20% 以下,余量为平均粒径 : 10  $\mu\text{m}$  以下的铁素体的混合组织。

[0006] 此外,专利文献 3 记载了一种具有 780MPa 以上的拉伸强度的高强度热轧钢板的制造方法,该方法是在 800 ~ 1000°C 的精轧温度下对钢组成含有 C : 0.04 ~ 0.15%、Si : 0.05 ~ 1.5%、Mn : 0.5 ~ 2.0%、P : 0.06% 以下、S : 0.005% 以下、Al : 0.10% 以下、Ti : 0.05 ~ 0.20% 的钢片进行热轧,然后以 55°C / 秒以上的冷却速度冷却,接着在以 120°C / 秒以上的冷却速度、成为核沸腾冷却的条件下在 500°C 以下的温度范围进行冷却,并且在 350 ~ 500°C 下进行卷取。

[0007] 根据专利文献 3 所述的技术,可以得到具有由超过 95% 的贝氏体和不可逆生成的不到 5% 的其它相所形成的组织,并且加工后的延伸凸缘性优良,钢板内材质的变化小,并且具有稳定的 780MPa 以上的拉伸强度的高强度热轧钢板。

[0008] 现有技术文献

- [0009] 专利文献  
[0010] 专利文献 1 :日本特开 2006 - 274318 号公报  
[0011] 专利文献 2 :日本特开昭 63 - 145745 号公报  
[0012] 专利文献 3 :日本特开 2009 - 280900 号公报

## 发明内容

[0013] 发明所要解决的问题

[0014] 然而,对于专利文献 1 所述的技术,由于通过降低 P 向铁素体晶界的偏析从而使冲击试验时的断裂转变温度下降,因此当不存在铁素体或者铁素体极少时难以适用。

[0015] 此外,对于专利文献 2 所述的技术,由于为含有 70% 以上微细铁素体的组织,因此虽然能够高强度化至 617MPa,但难以稳定地确保拉伸强度 :780MPa 以上的高强度,存在有钢板强度不足的问题。

[0016] 另外,对于专利文献 3,虽然可以确保拉伸强度 :780MPa 以上的高强度,但由于贝氏体的组织控制不足,因此其问题在于尚不具备足以用作汽车部件的韧性。

[0017] 如上所述,一直以来,拉伸强度为 780MPa 以上的高强度热轧钢板,难以获得充分令人满意的韧性提高。

[0018] 本发明的目的在于有利地解决上述问题,提供一种即使在将拉伸强度高强化至 780MPa 以上时,也具有优良的韧性的高强度热轧钢板及其有利的制造方法。

[0019] 用于解决问题的方法

[0020] 于是,本发明人为了改善拉伸强度(TS)为 780MPa 以上、并且板厚为 4.0 ~ 12mm 的高强度热轧钢板的韧性而反复地进行了深入研究,结果得到以下见解。

[0021] 本发明人发现,通过以微细贝氏体作为主相,具体来说为贝氏体的百分比超过 95%,并且贝氏体相的平均粒径为 3  $\mu$  m 以下,同时减少板厚方向上的硬度分布,由此,可以保持 TS :780MPa 以上的高强度,并且显著提高韧性。

[0022] 这可以认为是,通过使板厚整体中形成微细贝氏体,从而抑制了裂纹的发展,并同时抑制了因表层脱碳的影响和中央偏析的影响而导致的部分组织的脆化,由此实现了韧性有利的提高。本发明是基于上述见解反复进行研究而最终完成的。

[0023] 也就是说,本发明的主要构成如下所述。

[0024] 1. 一种韧性优良的高强度热轧钢板,其特征在于其组成以质量 % 计,含有 C : 0.04 ~ 0.12%、Si :0.5 ~ 1.2%、Mn :1.0 ~ 1.8%、P :0.03% 以下、S :0.0030% 以下、Al : 0.005 ~ 0.20%、N :0.005% 以下和 Ti :0.03 ~ 0.13%,且余量为 Fe 和不可避免的杂质,并且,贝氏体相的面积率超过 95%,该贝氏体相的平均粒径为 3  $\mu$  m 以下,此外,离表层 50  $\mu$  m 处的维氏硬度与板厚 1/4 处的维氏硬度之差  $\Delta$  Hv1 为 50 以下,板厚 1/4 处的维氏硬度与板厚 1/2 处的维氏硬度之差  $\Delta$  Hv2 为 40 以下,并且板厚为 4.0mm 以上且 12mm 以下,拉伸强度为 780MPa 以上。

[0025] 2. 如前述 1 所述的韧性优良的高强度热轧钢板,其特征在于,前述钢板的组成以质量 % 计,进一步含有 Ni :0.01 ~ 0.50%。

[0026] 3. 如前述 1 或 2 所述的韧性优良的高强度热轧钢板,其特征在于,前述钢板的组成以质量 % 计,进一步含有选自 Nb :0.005 ~ 0.10%、V :0.002 ~ 0.50%、Mo :0.02 ~ 0.50%、

Cr :0.03 ~ 0.50%、B :0.0002 ~ 0.0050%、Cu :0.01 ~ 0.50%、Ca :0.0005 ~ 0.0050% 和 REM :0.0005 ~ 0.0100% 中的 1 种或 2 种以上。

[0027] 4. 一种韧性优良的高强度热轧钢板的制造方法,其特征在于,将由前述 1 至 3 中任一项所述的成分组成所形成的钢原材加热至 1200 ~ 1350℃ 后,在精轧温度 : $Ar_3 \sim (Ar_3+80^\circ C)$ 、未再结晶温度区的轧制率 :40% 以上的条件下进行热精轧,并在热轧结束后以平均冷却速度 :25℃ / 秒以上的速度冷却至卷取温度 :300 ~ 500℃。

[0028] 发明效果

[0029] 根据本发明,可以稳定地得到维持拉伸强度 :780MPa 以上的高强度并同时提高了韧性的热轧钢板,这在工业上极其有用。

[0030] 此外,如果将本发明的高强度热轧钢板用于汽车的结构部件或卡车的框架,则可以确保汽车的安全性并且减轻车身的重量,进而能够降低环境负荷。

### 具体实施方式

[0031] 以下,具体说明本发明。

[0032] 首先,对于在本发明的高强度热轧钢板中,将钢板的成分组成限定在前述范围中的理由进行说明。需要说明的是,表示各成分元素的含量的“%”,只要没有特别说明,则表示“质量 %”。

[0033] C :0.04 ~ 0.12%

[0034] C 是对于高强度化有效的元素,并促进了贝氏体的形成。此外,通过添加 C,降低了贝氏体相变点,从而使贝氏体组织变得微细,因此对于提高韧性是有效的。由此,在本发明中必须使 C 量为 0.04% 以上。另一方面,如果 C 量超过 0.12%,则粗大的渗碳体增加,不仅韧性下降,焊接性也下降,因此使其上限为 0.12%。另外,优选为 0.05% 以上 0.09% 以下的范围。

[0035] Si :0.5 ~ 1.2%

[0036] Si 是通过抑制粗大的渗碳体的生成而有助于提高韧性的元素,为了得到该效果,必须添加 0.5% 以上。另一方面,如果添加量超过 1.2%,则不仅钢板的表面性状显著劣化,韧性下降,而且会导致化学转化处理性和耐腐蚀性下降,因此使 Si 的上限为 1.2%。另外,其优选为 0.6% 以上且 1.0% 以下的范围。

[0037] Mn :1.0 ~ 1.8%

[0038] Mn 是对高强度化有效的元素,其不仅通过固溶强化而有助于高强度化,并且还是通过提高淬透性,促进贝氏体生成,从而有助于提高韧性的元素。为了得到这种效果,必须添加 1.0% 以上。另一方面,如果添加量超过 1.8%,则中心偏析显著,韧性下降。因此,将 Mn 量限定在 1.0 ~ 1.8% 的范围内。另外,优选为 1.2% 以上且 1.5% 以下的范围。

[0039] P :0.03% 以下

[0040] P 具有通过固溶而增加钢强度的作用,但是向晶界、特别是原奥氏体晶界偏析,从而导致韧性及加工性的下降。因此,在本发明中,优选尽量减少 P,但也可以允许含有 0.03% 以下。另外,优选为 0.01% 以下。

[0041] S :0.0030% 以下

[0042] S 与 Ti 或 Mn 结合而形成硫化物,使钢板的韧性下降。因此,希望尽量减少 S 量,但

也可以允许至 0.003%。另外,优选为 0.002% 以下,并进一步优选为 0.001% 以下。

[0043] Al :0.005 ~ 0.20%

[0044] Al 起到脱氧剂的作用,是对提高钢板洁净度有效的元素。为了得到这种效果,必须添加 0.005% 以上。另一方面,如果含量超过 0.20%,则不仅氧化物类夹杂物显著增加,韧性下降,而且成为钢板表面瑕疵的原因。因此,将 Al 量限定为 0.005 ~ 0.20% 的范围。另外,优选为 0.02 ~ 0.06% 的范围。

[0045] N :0.005% 以下

[0046] N 在高温下与 Ti 等氮化物形成元素结合,并以氮化物的形式析出,特别是在高温下容易与 Ti 结合而形成粗大的氮化物,使韧性下降,因此在本发明中优选尽可能地减少。因此,使其上限为 0.005%。另外,优选为 0.004% 以下,进一步优选为 0.003% 以下。

[0047] Ti :0.03 ~ 0.13%

[0048] Ti 有助于奥氏体晶粒的微细化,并且使最终获得的钢板组织微细化,从而有助于韧性的提高。为了得到这种效果,必须含有 0.03% 以上。另一方面,如果超过 0.13% 而过量含有,则会导致粗大析出物的增加,使韧性降低。因此,将 Ti 限定为 0.03 ~ 0.13% 的范围。另外,优选为 0.05 ~ 0.11% 的范围。

[0049] 以上,对于基本成分进行了说明,但本发明中除此以外,作为改善韧性和强度的元素,还可以含有 Ni。

[0050] Ni :0.01 ~ 0.50%

[0051] Ni 不仅使韧性提高,而且还通过提高淬透性使贝氏体相容易形成,有助于高强度化。为了得到该效果,必须添加 0.01% 以上,但如果含量超过 0.50%,则容易生成马氏体,从而导致韧性和加工性下降。因此,在含有 Ni 时,优选为 0.01 ~ 0.50% 的范围。

[0052] 在本发明中,还可以在以下范围内含有选自 Nb、V、Mo、Cr、B、Cu、Ca 和 REM 中的 1 种或 2 种以上。

[0053] Nb :0.005 ~ 0.10%

[0054] Nb 不仅通过提高淬透性而使贝氏体相容易生成,从而有助于提高韧性和高强度化,而且还有助于奥氏体晶粒的微细化,并且通过使最终所得的钢板组织微细化而有助于韧性的提高。为了得到这种效果,必须含有 0.005% 以上。然而,含量超过 0.10%,则容易生成粗大的析出物,并且导致韧性和加工性下降。因此,在含有 Nb 时,优选为 0.005 ~ 0.10% 的范围。

[0055] V :0.002 ~ 0.50%

[0056] V 通过提高淬透性而使贝氏体相容易形成,从而有助于提高韧性和高强度化。为了得到这种效果,必须含有 0.002% 以上,但如果超过 0.50% 而过量含有,则会导致粗大析出物的增加,使韧性和加工性下降。因此,在含有 V 时,优选为 0.002 ~ 0.50% 的范围。更优选为 0.05 ~ 0.40% 的范围。

[0057] Mo :0.02 ~ 0.50%

[0058] Mo 使淬透性提高从而使贝氏体相容易形成,有助于提高韧性和高强度化。为了得到这种效果,必须含有 0.02% 以上,但如果含量超过 0.50%,则容易生成马氏体相,导致韧性和加工性下降。因此,在含有 Mo 时,优选为 0.02 ~ 0.50% 的范围。

[0059] Cr :0.03 ~ 0.50%

[0060] Cr 通过提高淬透性而使贝氏体相容易生成,从而有助于提高韧性和高强度化。为了得到这种效果,必须添加 0.03% 以上,但如果含量超过 0.50%,则容易生成马氏体相,导致韧性和加工性下降。因此,在含有 Cr 时,优选为 0.03 ~ 0.50% 的范围。

[0061] B :0.0002 ~ 0.0050%

[0062] B 抑制铁素体从奥氏体晶界生成并生长,并且通过提高淬透性使贝氏体相容易生成,有助于提高韧性和高强度化。当其为 0.0002% 以上时可以得到这种效果,但如果超过 0.0050%,则加工性下降。因此,在含有 B 时,优选为 0.0002 ~ 0.0050% 的范围。

[0063] Cu :0.01 ~ 0.50%

[0064] Cu 作为固溶元素使钢的强度增加,同时通过提高淬透性使贝氏体相容易形成,有助于高强度化以及韧性的提高。为了得到这种效果,必须添加 0.01% 以上,但含量超过 0.50% 会导致表面性状的下降。因此,在含有 Cu 时,优选为 0.01 ~ 0.50% 的范围。

[0065] Ca :0.0005 ~ 0.0050%

[0066] Ca 是将硫化物的形状球状化,从而改善硫化物对韧性的不良影响的有效元素。当其为 0.0005% 以上时可以得到这种效果,但如果含量超过 0.0050%,则不仅会导致夹杂物等的增加,使韧性下降,而且还会引起表面缺陷和内部缺陷等。因此,在含有 Ca 时,优选为 0.0005 ~ 0.0050% 的范围。

[0067] REM :0.0005 ~ 0.0100%

[0068] 稀土元素(REM)和 Ca 一样,是将硫化物的形状球状化,从而改善硫化物对韧性的不良影响的有效元素。当其为 0.0005% 以上时可以得到这种效果,但如果含量超过 0.0100%,则不仅会导致夹杂物等的增加,使韧性下降,而且还容易引起表面缺陷及内部缺陷。因此,在含有 REM 时,优选为 0.0005 ~ 0.0100% 的范围。

[0069] 上述元素之外的余量,为 Fe 和不可避免的杂质。

[0070] 接着,对本发明的高强度钢板的组织进行说明。

[0071] 本发明的钢板组织,必须为贝氏体相相对于组织整体的面积率超过 95%,并且该贝氏体相的平均粒径为 3  $\mu\text{m}$  以下的微细贝氏体相为主相的组织。由此,可以形成兼具有拉伸强度 :780MPa 以上的高强度和优良的韧性的热轧钢板。当贝氏体相的面积率为 95% 以下或者贝氏体相的平均粒径超过 3  $\mu\text{m}$  时,无法兼具有拉伸强度 :780MPa 以上的高强度和优良的韧性。另外,优选贝氏体相为 98% 以上,并进一步优选为为贝氏体单相。此外,贝氏体相的粒径越微细,则韧性提高的效果越好,因此从该观点考虑,优选平均粒径为 2  $\mu\text{m}$  以下。

[0072] 另外,作为主相以外的第二相,有时还混入了铁素体、马氏体、珠光体、残余奥氏体和渗碳体等,并且只要它们的总量为 5% 以下,就没有问题。但如果上述第二相的平均粒径变大,则容易从主相和第二相的界面产生裂纹,韧性下降,因此优选使第二相的平均粒径为 3  $\mu\text{m}$  以下。更优选为 2  $\mu\text{m}$  以下。

[0073] 板厚方向的硬度差

[0074] • 离表层 50  $\mu\text{m}$  处与板厚 1/4 处的维氏硬度差  $\Delta\text{Hv1} \leq 50$

[0075] • 板厚 1/4 处和板厚 1/2 处的维氏硬度差  $\Delta\text{Hv2} \leq 40$

[0076] 由于裂纹的产生和发展是在材料最薄弱的部分进行的,因此对于作为本发明的对象的板厚为 4.0mm 以上且 12mm 以下的板厚较厚的高强度热轧钢板而言,通过使材质均匀,即减小板厚方向的硬度差,可以有效地抑制裂纹的产生和发展,从而提高韧性。通常,因表

层脱碳而存在有软化的倾向,而如果过度脱碳,则韧性下降,因此必须使表层部和板厚内部的硬度差为一定程度以下。具体来说,必须使离表层 50  $\mu\text{m}$  处与板厚 1/4 处的维氏硬度差  $\Delta\text{Hv1}$  为 50 点(ポイント)以下。更优选为 30 点以下。此外,在板厚 1/2 处,如果因铸造时的中央偏析而导致硬化,并且与周围的硬度差变大,则韧性下降,因此也必须使硬度差为一定程度以下。具体来说,必须使板厚 1/4 处与板厚 1/2 处的维氏硬度差  $\Delta\text{Hv2}$  为 40 点以下。优选为 25 点以下。

[0077] 接着,对本发明的高强度热轧钢板的制造方法进行说明。

[0078] 需要说明的是,对于钢原材的制造方法来说,没有特别限定,可以任意使用在转炉或电炉中熔炼上述组成的钢水,并优选在真空脱气炉进行二次精炼后,通过连铸等形成钢坯等钢原材的常用方法。

[0079] 原材加热温度:1200 ~ 1350 $^{\circ}\text{C}$

[0080] 在钢坯等钢原材中, Ti 等碳氮化物形成元素大部分以粗大的碳氮化物的形式存在。由于粗大的析出物使韧性下降,因此必须在热轧前使其暂时固溶。为此,需要加热至 1200 $^{\circ}\text{C}$  以上。另一方面,如果超过 1350 $^{\circ}\text{C}$  进行加热,则氧化皮产生量变多,并且会因氧化皮印痕等而导致表面品质劣化。因此,将钢原材的加热温度限定为 1200 ~ 1350 $^{\circ}\text{C}$  的范围。优选为 1230 ~ 1300 $^{\circ}\text{C}$  的范围。另外,从使碳氮化物固溶的观点考虑,优选使 1200 $^{\circ}\text{C}$  以上的温度范围中的滞留时间为 1800 秒以上。

[0081] 精轧温度:  $\text{Ar}_3 \sim (\text{Ar}_3 + 80^{\circ}\text{C})$ 、未再结晶温度区的轧制率  $\geq 40\%$

[0082] 为了在板厚整体中使组织形成微细的贝氏体,必须使热精轧温度为低温,并且使应变在奥氏体中累积从而增加贝氏体的生成位点,然后再以后述的冷却速度冷却至预定的卷取温度。也就是说,作为热轧条件,使精轧温度为  $(\text{Ar}_3 + 80^{\circ}\text{C})$  以下,并且未再结晶温度区的轧制率为 40% 以上是很重要的,由此,可以得到平均粒径为 3  $\mu\text{m}$  以下的微细贝氏体。另一方面,当精轧温度不到  $\text{Ar}_3$  时,由于在铁素体 + 奥氏体的双相区进行轧制,因此轧制后残留有加工组织,韧性和加工性下降。因此,将精轧温度限定为  $\text{Ar}_3 \sim (\text{Ar}_3 + 80^{\circ}\text{C})$  的范围。此外,如果未再结晶温度区的轧制率不到 40%,则难以充分地进行贝氏体的微细化,因此使未再结晶温度区的轧制率为 40% 以上。

[0083] 另外,温度越低并且轧制率越大,则贝氏体相的微细化越有效,因此优选精轧温度为  $(\text{Ar}_3 + 50^{\circ}\text{C})$  以下,未再结晶温度区的轧制率为 50% 以上。

[0084] 此处所谓的未再结晶温度区,例如可以通过以下方法确定。从钢坯上切下小片,在实验室中改变温度进行热轧,并在轧制后立即对热轧钢板进行水冷,从水冷后的热轧钢板上切下组织观察用的样品,通过镜面研磨和 3% 硝酸乙醇溶液腐蚀使组织露出,再通过图像分析研究奥氏体的再结晶率,求出奥氏体的再结晶率不到 50% 的温度范围,如果为该温度范围,则将其称为未再结晶温度区。

[0085] 从精轧温度到卷取温度的冷却速度: 25 $^{\circ}\text{C}$  / 秒以上

[0086] 为了使组织成为微细贝氏体,必须在以前述条件进行热轧后,通过急冷而冷却至预定的卷取温度。当冷却到卷取温度的冷却速度不到 25 $^{\circ}\text{C}$  / 秒时,冷却中铁素体的生成显著进行,或生成珠光体,从而无法得到所希望的强度和韧性。因此,使从精轧温度到卷取温度的冷却速度为 25 $^{\circ}\text{C}$  / 秒以上。

[0087] 卷取温度: 300 ~ 500 $^{\circ}\text{C}$



[0088] 如果卷取温度低于 300℃,则钢中非常硬质的马氏体和残余奥氏体显著增加,从而韧性下降,因此使卷取温度的下限为 300℃。优选为 350℃以上。另一方面,当其超过 500℃时,不仅卷取后容易发生脱碳,表层部分的硬度下降,从而导致韧性下降,并且还会因在表层组织的晶界生成氧化物而导致韧性下降。因此,使卷取温度为 500℃以下。温度越低,则贝氏体组织越容易微细化,因此优选为 460℃以下。

[0089] 另外,卷取后,可以通过常规方法对热轧板进行表面光轧,并且也可以进行酸洗除去氧化皮。或者,还可以实施热镀锌、电镀锌等镀覆处理或化学转化处理。

[0090] 实施例

[0091] 将表 1 所示组成的钢在转炉中熔炼,并通过连铸法形成钢坯(钢原材)。接着,对这些钢原材,在表 2 所示的条件下实施加热、热轧、冷却、卷取等,形成热轧钢板。

[0092] 此处,对于 Ar<sub>3</sub> 点,通过从钢坯上切下小片,在实验室中在和表 2 所示的加热和热轧条件相同的条件下进行轧制,轧制后进行空气冷却,测定空气冷却中的钢板温度,并分析所得的冷却曲线而求出。

[0093] 此外,对于未再结晶温度区的轧制率,是在实验室中,在表 2 所示的加热条件下进行轧制,再通过上述方法求出未再结晶温度区,并作为该未再结晶温度区的总轧制率而求出。

[0094] 从所得的热轧钢板上裁取试验片,并通过下述方法求出组织百分比、粒径、硬度和硬度差。此外,通过拉伸试验,求出屈服强度(YP)、拉伸强度(TS)、伸长率(EL),并进一步通过夏比试验求出延性—脆性转变温度(vTrs),评价韧性。

[0095] • 组织百分比

[0096] 对于组织百分比,是对与轧制方向平行的板厚截面,用 3% 硝酸乙醇溶液使组织露出,并使用扫描电子显微镜(SEM)以 3000 倍的倍率对板厚 1/4 处观察 3 个视野,并通过图像处理对各相的面积率进行定量。

[0097] • 各相的粒径

[0098] 使用上述组织百分比测定所用的 3000 倍的 SEM 照片,画出 2 根相对于板厚方向倾斜 45° 并且长度为 80mm 的直线,使它们彼此正交,并分别测定该直线与贝氏体相各晶粒交叉的线段长度,求出所得的线段长度的平均值,作为贝氏体相的平均粒径。

[0099] • 拉伸试验

[0100] 以使拉伸方向与轧制方向呈直角的方式裁取 JIS5 号试验片(GL:50mm),并通过基于 JIS Z2241 的方法进行拉伸试验,求出屈服强度(YP)、拉伸强度(TS)和伸长率(EL)。

[0101] • 硬度

[0102] 对与轧制方向平行的板厚截面进行镜面研磨后,使用显微维氏试验机,对离表层 50 μm 的位置施加 0.98N (100gf) 的载荷、对板厚 1/4 和板厚 1/2 位置施加 4.9N (500gf) 的载荷,并对各位置测定 5 点,计算 5 点中除去最大值和最小值的 3 点的平均值,作为各位置的硬度,并求出板厚 1/4 处与离表层 50 μm 处的硬度差 ΔHv1 以及板厚 1/2 处和板厚 1/4 处的硬度差 ΔHv2。

[0103] • 夏比试验

[0104] 以使试验片的长度方向与轧制方向呈直角的方式从所得的热轧板上裁取长 55mm× 高 10mm× 宽 5mm 的小尺寸试验片,并对试验片中央加工深度为 2mm 的 V 形缺口,根

据 JIS Z2242 进行夏比试验,测定延性-脆性转变温度(vTrs),评价韧性。此处,对板厚超过 5mm 的热轧板进行两面研削,使板厚为 5mm,制作样品,而对板厚不到 5mm 的热轧板,以原来厚度制作样品,并将这些样品用于夏比试验。另外,如果该 vTrs 值为 -50℃ 以下,则可以说韧性优良。

[0105] 将所得的结果示于表 3。

[0106] 表 1

[0107]

钢记号	成分组成 (质量%)											Ar <sub>3</sub> 点 (°C)	备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	其他				
A	0.08	0.75	1.65	0.01	0.0007	0.03	0.003	0.09	—			806	适合钢
B	0.07	0.65	1.6	0.01	0.0007	0.02	0.003	0.10	Ni:0.05			801	适合钢
C	0.09	0.70	1.4	0.01	0.0020	0.03	0.004	0.09	V:0.05			805	适合钢
D	0.09	0.75	1.2	0.01	0.0010	0.03	0.003	0.06	Nb:0.02			805	适合钢
E	0.08	0.80	1.4	0.01	0.0010	0.03	0.003	0.08	Cr:0.2			803	适合钢
F	0.09	0.55	1.8	0.01	0.0010	0.03	0.002	0.085	B:0.0012			795	适合钢
G	0.07	0.60	1.6	0.01	0.0010	0.03	0.002	0.08	Mo:0.15			789	适合钢
H	0.05	1.00	2.0	0.01	0.0010	0.03	0.004	0.105	Ca:0.0005			823	适合钢
I	0.09	0.60	1.8	0.01	0.0020	0.03	0.004	0.12	REM:0.0010			793	适合钢
J	0.02	0.60	1.0	0.01	0.0030	0.03	0.004	0.03	—			839	适合钢
K	0.08	0.70	2.5	0.01	0.0090	0.03	0.004	0.06	—			786	适合钢
L	0.06	0.80	0.7	0.01	0.0040	0.03	0.004	0.20	—			839	比较钢
M	0.08	0.90	1.5	0.01	0.0010	0.03	0.003	0.10	B:0.001, Ni:0.05, V:0.1			761	比较钢
N	0.09	0.80	1.5	0.01	0.0010	0.03	0.003	0.10	Ni:0.1, Cr:0.3, V:0.15			798	比较钢

[0108] 表 2

[0109]

钢板 记号	钢记号	加热温度 (°C)	精轧温度 (°C)	未再结晶温度区 的轧制率 (%)	冷却速度 (°C/s)	卷取 温度 (°C)	板厚 (mm)	备注
A1	A	1260	855	50	33	430	6.0	发明例
A2	A	1280	860	52	30	430	4.0	发明例
A3	A	1260	870	50	33	600	6.0	比较例
A4	A	1260	850	50	33	250	6.0	比较例
A5	A	1260	960	50	35	470	6.0	比较例
A6	A	1260	870	30	20	470	6.0	比较例
B1	B	1260	860	50	30	430	5.5	发明例
C1	C	1260	860	50	35	430	5.5	发明例
D1	D	1260	860	50	35	430	8.0	发明例
E1	E	1230	850	50	35	430	6.0	发明例
F1	F	1260	840	50	35	430	7.0	发明例
G1	G	1260	860	50	35	430	6.0	发明例
H1	H	1290	870	50	35	430	6.0	发明例
I1	I	1260	865	50	35	430	6.0	发明例
J1	J	1260	870	50	35	430	6.0	比较例
K1	K	1260	850	50	35	430	8.0	比较例
L1	L	1260	870	50	35	430	6.0	比较例
M1	M	1260	840	80	35	400	4.5	发明例
N1	N	1260	850	80	35	380	6.0	发明例

[0110] 表 3

[0111]

钢板 记号	钢记号	板厚 (mm)	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	贝氏体百分比 (%)	贝氏体粒径 ( $\mu\text{m}$ )	$\Delta\text{Hv1}$	$\Delta\text{Hv2}$	vTrs ( $^{\circ}\text{C}$ )	备注
A1	A	6.0	720	818	24	100	1.8	28	15	-60	发明例
A2	A	4.0	710	812	22	98	2.5	30	16	-70	发明例
A3	A	6.0	645	760	18	73	6.1	60	45	-30	比较例
A4	A	6.0	742	930	14	85	2.1	56	30	-20	比较例
A5	A	6.0	670	770	16	88	5.6	60	48	-35	比较例
A6	A	6.0	606	730	18	65	4.6	55	46	-30	比较例
B1	B	5.5	750	820	25	100	2.2	26	23	-70	发明例
C1	C	5.5	740	840	24	100	1.9	25	20	-70	发明例
D1	D	8.0	705	782	26	100	2.7	28	15	-60	发明例
E1	E	6.0	752	835	22	100	2.3	25	26	-70	发明例
F1	F	7.0	760	846	20	100	2.2	30	20	-70	发明例
G1	G	6.0	780	870	19	100	1.9	26	22	-60	发明例
H1	H	6.0	722	840	20	98	2.4	42	30	-60	发明例
I1	I	6.0	740	825	23	100	2.6	30	16	-65	发明例
J1	J	6.0	520	580	20	30	5.7	40	30	-40	比较例
K1	K	8.0	720	830	16	85	2.4	66	45	-30	比较例
L1	L	6.0	580	790	13	52	6.3	60	35	-20	比较例
M1	M	4.5	887	1020	16	100	1.4	26	19	-60	发明例
N1	N	6.0	921	1045	16	100	1.1	25	24	-60	发明例

[0112] 如表 3 所示,发明例的拉伸强度(TS)都为 780MPa 以上,并且延性-脆性转变温度(vTrs)都为 -50 $^{\circ}\text{C}$  以下,都兼具有优良的强度和韧性。相反,比较例的 TS 和 vTrs 中的至少一个较差。