



(12)发明专利申请



(10)申请公布号 CN 111655893 A

(43)申请公布日 2020.09.11

(21)申请号 201980010258.0

(22)申请日 2019.01.22

(30)优先权数据

2018-013125 2018.01.30 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2020.07.27

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2019/001856 2019.01.22

(87)PCT国际申请的公布数据

W02019/151048 JA 2019.08.08

(71)申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京

(72)发明人 宫本友佳 小林崇 樱井康广

横田毅

(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 满凤 金龙河

(51)Int.Cl.

G22C 38/32(2006.01)

G22C 38/60(2006.01)

G21D 9/46(2006.01)

权利要求书1页 说明书15页

(54)发明名称

高碳热轧钢板及其制造方法

(57)摘要

本发明的目的在于提供具有优良的冷加工性和优良的淬透性(浸液淬透性、渗碳淬透性)的高碳热轧钢板及其制造方法。一种高碳热轧钢板,其具有以质量%计含有C:0.10%以上且小于0.20%、Si:0.5%以下、Mn:0.25~0.65%、P:0.03%以下、S:0.010%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.0065%以下、Cr:0.05~0.50%、B:0.0005~0.005%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的组成,具有包含铁素体和渗碳体的显微组织,并且等效圆直径为0.1 μm以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数的比例为12%以下,在钢板中固溶的Cr量为0.03~0.50%,硬度以HRB计为73以下,总伸长率为37%以上。

1. 一种高碳热轧钢板,其具有以质量%计含有C:0.10%以上且小于0.20%、Si:0.5%以下、Mn:0.25~0.65%、P:0.03%以下、S:0.010%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.0065%以下、Cr:0.05~0.50%、B:0.0005~0.005%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的组成,具有包含铁素体和渗碳体的显微组织,并且等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数的比例为12%以下,在钢板中固溶的Cr量为0.03~0.50%,硬度以HRB计为73以下,总伸长率为37%以上。

2. 如权利要求1所述的高碳热轧钢板,其中,以质量%计还含有Ti:0.06%以下。

3. 如权利要求1或2所述的高碳热轧钢板,其中,以质量%计还含有合计为0.002~0.03%的Sb、Sn中的至少一种。

4. 如权利要求1~3中任一项所述的高碳热轧钢板,其中,所述铁素体的平均粒径为5~15 μ m。

5. 如权利要求1~4中任一项所述的高碳热轧钢板,其中,以质量%计还含有Nb:0.0005~0.1%、Mo:0.0005~0.1%、Ta:0.0005~0.1%、Ni:0.0005~0.1%、Cu:0.0005~0.1%、V:0.0005~0.1%、W:0.0005~0.1%中的任意一种或两种以上。

6. 一种高碳热轧钢板的制造方法,其是权利要求1~5中任一项所述的高碳热轧钢板的制造方法,其中,对钢进行热粗轧后,在精轧结束温度为Ar₃相变点以上的条件下进行精轧,然后以20~100℃/秒的平均冷却速度冷却至700℃,在高于580℃且700℃以下的卷取温度下进行卷取,冷却至常温后,在低于Ac₁相变点的退火温度下保持。

7. 一种高碳热轧钢板的制造方法,其是权利要求1~5中任一项所述的高碳热轧钢板的制造方法,其中,对钢进行热粗轧后,在精轧结束温度为Ar₃相变点以上的条件下进行精轧,然后以20~100℃/秒的平均冷却速度冷却至700℃,在高于580℃且700℃以下的卷取温度下进行卷取,冷却至常温后,加热至Ac₁相变点以上且Ac₃相变点以下并保持0.5小时以上,接着以1~20℃/小时的平均冷却速度冷却至低于Ar₁相变点,在低于Ar₁相变点的温度下保持20小时以上。

高碳热轧钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及冷加工性和淬透性(浸液淬透性和渗碳淬透性)优良的高碳热轧钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 目前,变速器、座椅调角器等汽车用部件多将作为JIS G4051中规定的机械结构用碳钢钢材和机械结构用合金钢钢材的热轧钢板(高碳热轧钢板)通过冷加工而加工成期望的形状后实施用于确保期望的硬度的淬火处理来制造。因此,对于成为原材料的热轧钢板而言,需要优良的冷加工性、淬透性,迄今为止提出了多种钢板。

[0003] 例如,在专利文献1中记载了一种精密冲压用高碳钢板,其特征在于,以重量%计含有C:0.15~0.9%、Si:0.4%以下、Mn:0.3~1.0%、P:0.03%以下、T.Al:0.10%以下、进一步含有Cr:1.2%以下、Mo:0.3%以下、Cu:0.3%以下、Ni:2.0%以下中的一种以上或者Ti:0.01~0.05%、B:0.0005~0.005%、N:0.01%以下,其具有球化率为80%以上、平均粒径为0.4~1.0 μm 的碳化物分散在铁素体中的组织。

[0004] 另外,在专利文献2中记载了一种改善了加工性的高碳钢板,其特征在于,以质量%计含有C:0.2%以上、Ti:0.01~0.05%、B:0.0003~0.005%,碳化物的平均粒径为1.0 μm 以下,并且0.3 μm 以下的碳化物的比率为20%以下。

[0005] 另外,在专利文献3中记载了一种改善了冷加工性和低脱碳性的机械结构用钢,其特征在于,以质量%计含有C:0.10~1.2%、Si:0.01~2.5%、Mn:0.1~1.5%、P:0.04%以下、S:0.0005~0.05%、Al:0.2%以下、Te:0.0005~0.05%、N:0.0005~0.03%、进一步含有Sb:0.001~0.05%、除此以外还含有Cr:0.2~2.0%、Mo:0.1~1.0%、Ni:0.3~1.5%、Cu:1.0%以下、B:0.005%以下中的一种以上,由以铁素体和珠光体为主体的组织构成,铁素体结晶粒度为11号以上。

[0006] 另外,在专利文献4中记载了一种淬透性和加工性优良的高碳热轧钢板,其特征在于,以质量%计含有C:0.20~0.40%、Si:0.10%以下、Mn:0.50%以下、P:0.03%以下、S:0.010%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.005%以下、B:0.0005~0.0050%,进一步含有合计为0.002~0.03%的Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se中的一种以上,具有包含铁素体和渗碳体、上述铁素体晶粒内的渗碳体密度为0.10个/ μm^2 以下的显微组织,硬度以HRB计为75以下,总伸长率为38%以上。

[0007] 另外,在专利文献5中记载了一种淬透性和加工性优良的高碳热轧钢板,其特征在于,以质量%计含有C:0.20~0.48%、Si:0.10%以下、Mn:0.50%以下、P:0.03%以下、S:0.010%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.005%以下、B:0.0005~0.0050%,进一步含有合计为0.002~0.03%的Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se中的一种以上,具有包含铁素体和渗碳体、上述铁素体晶粒内的渗碳体密度为0.10个/ μm^2 以下的显微组织,硬度以HRB计为65以下,总伸长率为40%以上。

[0008] 另外,在专利文献6中记载了一种高碳热轧钢板,其特征在于,以质量%计含有C:

0.20~0.40%、Si:0.10%以下、Mn:0.50%以下、P:0.03%以下、S:0.010%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.005%以下、B:0.0005~0.0050%，进一步含有合计为0.002~0.03%的Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se中的一种以上，固溶B量在B含量中所占的比例为70%以上，具有包含铁素体和渗碳体、上述铁素体晶粒内的渗碳体密度为0.08个/ μm^2 以下的显微组织，硬度以HRB计为73以下，总伸长率为39%以上。

[0009] 另外，在专利文献7中记载了一种高碳热轧钢板，其特征在于，其具有以质量%计含有C:0.15~0.37%、Si:1%以下、Mn:2.5%以下、P:0.1%以下、S:0.03%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.0005~0.0050%、B:0.0010~0.0050%以及Sb、Sn中的至少一种：合计为0.003~0.10%、并且满足 $0.50 \leq (14[B]) / (10.8[N])$ 的关系、余量由Fe和不可避免的杂质构成的组成，具有包含铁素体相和渗碳体、铁素体相的平均粒径为10 μm 以下、渗碳体的球化率为90%以上的显微组织，总伸长率为37%以上。

[0010] 现有技术文献

[0011] 专利文献

[0012] 专利文献1:日本特开2009-299189号公报

[0013] 专利文献2:日本特开2005-344194号公报

[0014] 专利文献3:日本专利第4012475号公报

[0015] 专利文献4:日本特开2015-017283号公报

[0016] 专利文献5:日本特开2015-017284号公报

[0017] 专利文献6:W02015/146173号公报

[0018] 专利文献7:日本专利第5458649号公报

发明内容

[0019] 发明所要解决的问题

[0020] 专利文献1中记载的技术涉及精密冲压性，记载了碳化物的分散形态对精密冲压性和淬透性带来的影响。在专利文献1中记载了：通过将平均碳化物粒径控制为0.4~1.0 μm 、使球化率为80%以上，可以得到改善了精密冲压性和淬透性的钢板。但是，并没有关于冷加工性的讨论，并且也没有关于渗碳淬透性的记载。

[0021] 专利文献2中记载的技术不仅关注碳化物平均粒径，还关注0.3 μm 以下的微细碳化物对加工性的影响，记载了通过将碳化物的平均粒径控制为1.0 μm 以下、并且将0.3 μm 以下的碳化物比例控制为20%以下，可以得到改善了加工性的钢板。但是，虽然专利文献2中对C量为0.20%以上的范围进行了描述，但对C量小于0.20%的范围没有进行研究。

[0022] 专利文献3中记载的技术记载了通过调节成分组成可以得到改善了冷加工性和耐脱碳性的钢。但是，专利文献3中没有关于浸液淬透性、渗碳淬透性的记载。

[0023] 专利文献4~6中记载的技术记载了通过含有B、进一步含有合计为0.002~0.03%的Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se中的一种以上使得防渗氮效果提高，例如在氮气气氛中进行退火的情况下通过防止渗氮、维持规定量的固溶B来提高淬透性。但是，都是C量为0.20%以上。

[0024] 在专利文献7中记载的技术中，提出了通过含有C:0.15~0.37%且含有B与Sb、Sn的一种以上而使淬透性高的钢。但是，对于渗碳淬透性这样的、更高的淬透性没有进行研究。

[0025] 鉴于上述问题,本发明的目的在于提供具有优良的冷加工性和优良的淬透性(浸液淬透性、渗碳淬透性)的高碳热轧钢板及其制造方法。

[0026] 用于解决问题的方法

[0027] 为了完成上述课题,本发明人对于含有Cr、B、或者除了含有Cr、B以外还优选含有Ti和/或Sb、Sn中的一种以上作为钢的成分组成的高碳热轧钢板的制造条件与冷加工性和淬透性(浸液淬透性、渗碳淬透性)的关系进行了深入研究,结果得出下述见解。

[0028] i) 对于淬火前的高碳热轧钢板的硬度(hardness)、总伸长率(以下,有时也简称为伸长率),等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体的影响大,通过使等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数为12%以下,可以得到以HRB计为73以下的硬度、37%以上的总伸长率(E1)。

[0029] ii) 在氮气气氛中实施退火的情况下,有时气氛中的氮发生渗氮而富集在钢板中,与钢板中的Cr、B结合而生成Cr氮化物、B氮化物,由此钢板中的固溶Cr量、固溶B量减少。因此,在本发明中,在氮气气氛中实施退火的情况下,对于要求更高的淬透性(高渗碳淬透性)的钢板,在钢中添加规定量的Sb与Sn中的至少一种。由此,通过防止上述的渗氮、抑制固溶Cr量的减少,能够确保更高的淬透性(高渗碳淬透性)。

[0030] iii) 热粗轧后,进行精轧结束温度为Ar₃相变点以上的精轧,然后以20~100℃/秒的平均冷却速度冷却至700℃,在高于580℃且700℃以下的卷取温度下进行卷取,然后,在低于Ac₁相变点的温度下保持,由此能够确保规定的组织。或者,卷取后,加热至Ac₁相变点以上且Ac₃相变点以下并保持0.5小时以上,接着以1~20℃/小时的平均冷却速度冷却至低于Ar₁相变点,在低于Ar₁相变点的温度下保持20小时以上,通过这样的两步退火,能够确保规定的组织。

[0031] 本发明是基于上述见解而完成的,其主旨如下。

[0032] [1]一种高碳热轧钢板,其具有以质量%计含有C:0.10%以上且小于0.20%、Si:0.5%以下、Mn:0.25~0.65%、P:0.03%以下、S:0.010%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.0065%以下、Cr:0.05~0.50%、B:0.0005~0.005%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的组成,具有包含铁素体和渗碳体的显微组织,并且等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数的比例为12%以下,在钢板中固溶的Cr量为0.03~0.50%,硬度以HRB计为73以下,总伸长率为37%以上。

[0033] [2]如[1]所述的高碳热轧钢板,其中,以质量%计还含有Ti:0.06%以下。

[0034] [3]如[1]或[2]所述的高碳热轧钢板,其中,以质量%计还含有合计为0.002~0.03%的Sb、Sn中的至少一种。

[0035] [4]如[1]~[3]中任一项所述的高碳热轧钢板,其中,上述铁素体的平均粒径为5~15 μ m。

[0036] [5]如[1]~[4]中任一项所述的高碳热轧钢板,其中,以质量%计还含有Nb:0.0005~0.1%、Mo:0.0005~0.1%、Ta:0.0005~0.1%、Ni:0.0005~0.1%、Cu:0.0005~0.1%、V:0.0005~0.1%、W:0.0005~0.1%中的任意一种或两种以上。

[0037] [6]一种高碳热轧钢板的制造方法,其是[1]~[5]中任一项所述的高碳热轧钢板的制造方法,其中,对钢进行热粗轧后,在精轧结束温度为Ar₃相变点以上的条件下进行精轧,然后以20~100℃/秒的平均冷却速度冷却至700℃,在高于580℃且700℃以下的卷取温

度下进行卷取,冷却至常温后,在低于 A_{c1} 相变点的退火温度下保持。

[0038] [7]一种高碳热轧钢板的制造方法,其是[1]~[5]中任一项所述的高碳热轧钢板的制造方法,其中,对钢进行热粗轧后,在精轧结束温度为 A_{r3} 相变点以上的条件下进行精轧,然后以 $20\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度冷却至 700°C ,在高于 580°C 且 700°C 以下的卷取温度下进行卷取,冷却至常温后,加热至 A_{c1} 相变点以上且 A_{c3} 相变点以下并保持0.5小时以上,接着以 $1\sim 20^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ 的平均冷却速度冷却至低于 A_{r1} 相变点,在低于 A_{r1} 相变点的温度下保持20小时以上。

[0039] 发明效果

[0040] 根据本发明,可以得到冷加工性和淬透性(浸液淬透性、渗碳淬透性)优良的高碳热轧钢板。另外,通过将由本发明制造的高碳热轧钢板作为原材钢板应用于需要冷加工性的座椅调角器、门锁和面向驱动系统等汽车用部件,能够大大地有助于要求稳定品质的汽车用部件的制造,在产业上发挥显著的效果。

具体实施方式

[0041] 以下,对本发明的高碳热轧钢板及其制造方法进行详细说明。

[0042] 1) 成分组成

[0043] 对本发明的高碳热轧钢板的成分组成和其限定理由进行说明。需要说明的是,只要没有特别声明,以下的成分组成的含量的单位“%”是指“质量%”。

[0044] C:0.10%以上且小于0.20%

[0045] C是用于得到淬火后的强度的重要元素。C量小于0.10%时,通过成形后的热处理无法得到期望的硬度,因此C量需要设定为0.10%以上。但是,C量为0.20%以上时,发生硬化,韧性、冷加工性劣化。因此,C量设定为0.10%以上且小于0.20%。在用于形状复杂且难以加压加工的部件的冷加工的情况下,C量优选设定为0.18%以下、进一步优选设定为小于0.15%。

[0046] Si:0.5%以下

[0047] Si是通过固溶强化而使强度升高的元素。随着Si量的增加,发生硬化,冷加工性劣化,因此Si量设定为0.5%以下。优选为0.45%以下、进一步优选为0.40%以下。

[0048] Mn:0.25~0.65%

[0049] Mn是使淬透性提高、并且通过固溶强化使强度升高的元素。小于0.25%时,浸液淬透性和渗碳淬透性都开始降低,因此Mn量设定为0.25%以上。优选为0.30%以上。另一方面,Mn量超过0.65%时,因Mn的偏析引起的带状组织发展,组织变得不均匀,并且因固溶强化而钢发生硬化,冷加工性降低。因此,Mn量设定为0.65%以下。优选为0.55%以下。

[0050] P:0.03%以下

[0051] P是通过固溶强化使强度升高的元素。P量增加而超过0.03%时,导致晶界脆化,淬火后的韧性劣化。另外,也使得冷加工性降低。因此,P量设定为0.03%以下。为了得到优良的淬火后的韧性,P量优选为0.02%以下。P使冷加工性和淬火后的韧性降低,因此P量越少越优选。但是,过度减少P时,精炼成本增大,因此P量优选为0.005%以上。更优选为0.007%以上。

[0052] S:0.010%以下

[0053] S是由于形成硫化物使得高碳热轧钢板的冷加工性和淬火后的韧性降低而必须减少的元素。S量超过0.010%时,高碳热轧钢板的冷加工性和淬火后的韧性显著劣化。因此,S量设定为0.010%以下。为了得到优良的冷加工性和淬火后的韧性,S量优选为0.005%以下。S使冷加工性和淬火后的韧性降低,因此S量越少越优选。但是,过度减少S时,精炼成本增大,因此S量优选为0.0005%以上。

[0054] sol.Al:0.10%以下

[0055] sol.Al量超过0.10%时,在淬火处理的加热时生成AlN而奥氏体晶粒过度微细化。由此,在冷却时促进铁素体相的生成,组织变为铁素体和马氏体,淬火后的硬度降低。因此,sol.Al量设定为0.10%以下。优选设定为0.06%以下。需要说明的是,sol.Al具有脱氧的效果,为了充分地进行脱氧,优选设定为0.005%以上。

[0056] N:0.0065%以下

[0057] N量超过0.0065%时,因AlN的形成而在淬火处理的加热时奥氏体晶粒过度微细化,在冷却时促进铁素体相的生成,淬火后的硬度降低。因此,N量设定为0.0065%以下。更优选为0.0060%以下。进一步优选为0.0050%以下。需要说明的是,下限没有特别规定,N形成AlN、Cr系氮化物和B氮化物。由此,N是在淬火处理的加热时适度地抑制奥氏体晶粒的生长而使淬火后的韧性提高的元素。因此,N量优选为0.0005%以上。

[0058] Cr:0.05~0.50%

[0059] 在本发明中,Cr是提高淬透性的重要元素。含有小于0.05%时,无法确认到充分的效果,因此需要将Cr量设定为0.05%以上。另外,钢中的Cr量小于0.05%时,特别是在渗碳淬火中容易在表层产生铁素体,无法得到完全淬火组织,引起硬度降低。从确保高的淬透性的观点出发,优选为0.10%以上。另一方面,Cr量超过0.50%时,淬火前的钢板发生硬化,冷加工性受损。因此,Cr量设定为0.50%以下。需要说明的是,对难以加压成形而需要高加工的部件进行加工时,需要更优良的冷加工性,因此Cr量优选为0.45%以下、更优选为0.35%以下。

[0060] B:0.0005~0.005%

[0061] 在本发明中,B是提高淬透性的重要元素。B量小于0.0005%时,无法确认到充分的效果,因此B量需要设定为0.0005%以上。优选为0.0010%以上。另一方面,B量超过0.005%时,精轧后的奥氏体的再结晶延迟,结果导致热轧钢板的织构发展,退火后的各向异性增大,拉深成形中容易产生折皱。因此,B量设定为0.005%以下。优选为0.004%以下。

[0062] 在本发明中,上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[0063] 通过上述必须含有元素,本发明的高碳热轧钢板可以得到目标特性。需要说明的是,出于进一步提高例如高强度化(硬度)、冷加工性、淬透性的目的,本发明的高碳热轧钢板可以根据需要含有下述元素。

[0064] Ti:0.06%以下

[0065] Ti是用于提高淬透性的有效元素。只含有Cr和B而淬透性不充分的情况下,通过含有Ti,能够提高淬透性。Ti量小于0.005%时,无法确认到该效果,因此,含有Ti时,设定为0.005%以上。更优选为0.007%以上。另一方面,Ti量含有超过0.06%时,淬火前的钢板发生硬化而冷加工性受损,因此,含有Ti时,设定为0.06%以下。更优选为0.04%以下。

[0066] 合计为0.002~0.03%的Sb、Sn中的至少一种

[0067] Sb、Sn对于抑制从钢板表层渗氮而言是有效的元素。这些元素中的一种以上的合计小于0.002%时,无法确认到充分的效果,因此,在含有的情况下设定为0.002%以上。更优选为0.005%以上。另一方面,这些元素中的一种以上的合计即使含有超过0.03%,防渗氮效果也饱和。另外,这些元素具有在晶界发生偏析的倾向,因此,合计超过0.03%时,含量变得过高,有可能引起晶界脆化。因此,含有Sb、Sn中的至少一种的情况下,这些元素的总含量设定为0.03%以下。更优选为0.02%以下。

[0068] 在本发明中,通过将Sb、Sn中的至少一种设定为合计0.002~0.03%,即使在氮气气氛中进行退火的情况下也能够抑制从钢板表层渗氮,抑制钢板表层中的氮浓度的增加。如此,根据本发明,能够抑制从钢板表层渗氮,因此,即使在氮气气氛中进行退火的情况下,也能够退火后的钢板中确保适当的固溶Cr量、固溶B量,由此可以得到高淬透性。

[0069] 另外,进一步,为了使本发明的机械特性和淬透性稳定,可以含有规定量的Nb、Mo、Ta、Ni、Cu、V、W中的至少一种以上。

[0070] Nb:0.0005~0.1%

[0071] Nb形成碳氮化物,对于防止淬火前加热时的晶粒的异常晶粒生长、改善韧性、改善抗回火软化而言是有效的元素。小于0.0005%时,含有的效果不会充分表现出,因此优选将下限设定为0.0005%。另一方面,超过0.1%时,不仅含有的效果饱和,而且因Nb碳化物导致随着母材的拉伸强度的增加而使得伸长率降低。因此,优选将上限设定为0.1%。进一步优选为0.05%以下,最优选为小于0.03%。

[0072] Mo:0.0005~0.1%

[0073] Mo对于提高淬透性以及提高抗回火软化性而言是有效的元素。小于0.0005%时,添加效果小,因此将下限设定为0.0005%。超过0.1%时,添加效果饱和,成本也增加,因此将上限设定为0.1%。进一步优选为0.05%以下,最优选为小于0.03%。

[0074] Ta:0.0005~0.1%

[0075] Ta与Nb同样地形成碳氮化物,对于防止淬火前加热时的晶粒的异常晶粒生长、防止晶粒的粗大化、改善抗回火软化而言是有效的元素。小于0.0005%时,添加效果小,因此将下限设定为0.0005%。另外,超过0.1%时,添加效果饱和,而且成本增加、形成过量的碳化物使得淬火硬度降低,因此将上限规定为0.1%。进一步优选为0.05%以下,最优选为小于0.03%。

[0076] Ni:0.0005~0.1%

[0077] Ni对于提高韧性、提高淬透性而言是效果高的元素。小于0.0005%时,没有添加效果,因此将下限设定为0.0005%。超过0.1%时,不仅添加效果饱和,而且还导致成本增加,因此将上限设定为0.1%。进一步优选的范围为0.05%以下。

[0078] Cu:0.0005~0.1%

[0079] Cu对于确保淬透性而言是有效的元素。小于0.0005%时,无法充分地确认添加效果,因此将下限设定为0.0005%。超过0.1%时,容易产生热轧时的瑕疵、使成品率降低等使制造性变差,因此将上限设定为0.1%。进一步优选的范围为0.05%以下。

[0080] V:0.0005~0.1%

[0081] V与Nb、Ta同样地形成碳氮化物,对于防止淬火前加热时的晶粒的异常晶粒生长和改善韧性、改善抗回火软化而言是有效的元素。小于0.0005%时,添加效果不会充分地表现

出,因此将下限设定为0.0005%。超过0.1%时,不仅添加效果饱和,而且因V碳化物导致随着母材的拉伸强度的增加而使得伸长率降低,因此将上限设定为0.1%。进一步优选为0.05%以下,最优选为小于0.03%。

[0082] W:0.0005~0.1%

[0083] W与Nb、V同样地形成碳氮化物,对于防止淬火前加热时的奥氏体晶粒的异常晶粒生长、改善抗回火软化而言是有效的元素。小于0.0005%时,添加效果小,因此将下限规定为0.0005%。超过0.1%时,添加效果饱和,另外,由于成本增加、形成过量的碳化物而使得淬火硬度降低,因此将上限规定为0.1%。进一步优选为0.05%以下,最优选为小于0.03%。

[0084] 2) 显微组织

[0085] 对本发明的高碳热轧钢板的显微组织的限定理由进行说明。

[0086] 在本发明中,显微组织包含铁素体和渗碳体。而且,等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数的比例相对于全部渗碳体数为12%以下,在钢板中固溶的Cr量为0.03~0.50%。另外,在本发明中,铁素体的平均粒径优选为5~15 μ m。

[0087] 需要说明的是,在本发明中,铁素体的面积率优选为85%以上。铁素体的面积率小于85%时,有时成形性变差、对于加工度高的部件而言变得难以进行冷加工。因此,铁素体的面积率优选为85%以上。

[0088] 2-1) 等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数的比例相对于全部渗碳体数为12%以下

[0089] 等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数多时,因分散强化而硬质化,伸长率降低。在本发明中,通过使等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数为12%以下,可以使硬度以HRB计达到73以下、使总伸长率(E1)达到37%以上。从冷加工性的观点出发,优选等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数为10%以下。需要说明的是,对等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数的比例进行定义的理由是因为,对于0.1 μ m以下的渗碳体而言,产生分散强化能力,该大小的渗碳体增加时,对冷加工性造成障碍。

[0090] 需要说明的是,淬火前存在的渗碳体直径以等效圆直径计为约0.07 μ m~约1.0 μ m。因此,作为对于析出强化没有那么大影响的尺寸的、淬火前的等效圆直径大于0.1 μ m的渗碳体的分散状态,在本发明中没有特别规定。

[0091] 本发明的高碳热轧钢板的组织中,除了上述的铁素体和渗碳体以外,也可以生成珠光体、贝氏体等余量组织。只要余量组织的总面积率为5%以下,就不会损害本发明效果,因此即使含有也无妨。

[0092] 2-2) 在钢板中固溶的Cr量:0.03~0.50%

[0093] 对于冷却速度慢的浸液淬火而言,从即使是厚材料也直至板厚中心部确保淬火组织的观点出发,需要使连续冷却相变图中记载的铁素体相变鼻部尽可能靠近长时间侧。Cr容易溶入渗碳体中,并且在钢中的扩散速度小,因此,暂时溶入到渗碳体内时,在淬火时即使加热至奥氏体区域也难以均匀固溶。因此,通过确保0.03%以上的在钢板中固溶的Cr量、即钢板中的固溶Cr量能够确保高浸液淬透性,并且还能够确保高渗碳淬透性。因此,固溶Cr量设定为0.03%以上。优选为0.12%以上。另一方面,固溶Cr量增加时,渗碳体的球化变慢,退火时间变长,生产率降低,因此固溶Cr量设定为0.50%以下。优选固溶Cr量为0.30%以下。

[0094] 2-3) 铁素体的平均粒径:5~15 μ m(优选条件)

[0095] 铁素体的平均粒径小于 $5\mu\text{m}$ 时,冷加工前的强度增加,加压成形性劣化。因此,铁素体的平均粒径优选为 $5\mu\text{m}$ 以上。另一方面,铁素体的平均粒径超过 $15\mu\text{m}$ 时,母材强度降低。另外,成型加工为目标产品形状后,在不进行淬火地使用的区域中,需要一定程度母材的强度。因此,铁素体平均粒径优选设定为 $15\mu\text{m}$ 以下。更优选为 $6\mu\text{m}$ 以上。进一步优选为 $12\mu\text{m}$ 以下。

[0096] 需要说明的是,上述渗碳体的等效圆直径、铁素体的面积率、固溶Cr量、铁素体的平均粒径可以通过后述实施例中记载的方法进行测定。

[0097] 3) 机械特性

[0098] 对于本发明的高碳热轧钢板而言,作为齿轮、变速器、座椅调角器等汽车用部件用途,为了通过冷压进行成形,需要优良的冷加工性。另外,需要通过淬火处理使硬度增大从而赋予耐磨损性。因此,本发明的高碳热轧钢板通过使钢板的硬度降低而设定为以HRB计73以下、并且提高伸长率使总伸长率(E1)为37%以上,能够在具有优良的冷加工性的同时兼顾优良的淬透性(浸液淬透性、渗碳淬透性)。

[0099] 需要说明的是,上述硬度(HRB)、总伸长率(E1)可以通过后述的实施例中记载的方法进行测定。

[0100] 4) 制造方法

[0101] 本发明的高碳热轧钢板如下制造:将如上所述组成的钢作为原材料,热粗轧后,在精轧结束温度为 A_{r3} 相变点以上的条件下进行精轧,然后以 $20\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度冷却至 700°C ,在高于 580°C 且 700°C 以下的卷取温度下进行卷取,冷却至常温后,进行在低于 A_{c1} 相变点的温度下保持这样的退火来制造。或者,将如上所述组成的钢作为原材料,热粗轧后,在精轧结束温度为 A_{r3} 相变点以上的条件下进行精轧,然后以 $20\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度冷却至 700°C ,在高于 580°C 且 700°C 以下的卷取温度下进行卷取,冷却至常温后,进行加热至 A_{c1} 相变点以上且 A_{c3} 相变点以下并保持0.5小时以上、接着以 $1\sim 20^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ 的平均冷却速度冷却至低于 A_{r1} 相变点、在低于 A_{r1} 相变点的温度下保持20小时以上这样的两步退火来制造。

[0102] 以下,对本发明的高碳热轧钢板的制造方法中的限定理由进行说明。需要说明的是,在说明中,与温度有关的“ $^{\circ}\text{C}$ ”表述表示钢板表面或钢原材的表面的温度。

[0103] 在本发明中,钢原材的制造方法无需特别限定。例如,为了对本发明的高碳钢进行熔炼,可以使用转炉、电炉中的任一者。将通过转炉等公知的方法熔炼后的高碳钢通过铸锭-开坯轧制或连续铸造制成钢坯等(钢原材)。钢坯通常加热后进行热轧(热粗轧、精轧)。

[0104] 例如,在通过连续铸造制造的钢坯的情况下,可以应用直接或出于抑制温度降低的目的进行保温后进行轧制的直送轧制。另外,对钢坯进行加热后进行热轧的情况下,为了避免氧化皮所致的表面状态的劣化,优选将钢坯的加热温度设定为 1280°C 以下。需要说明的是,在热轧中,为了确保精轧结束温度,可以在热轧中利用薄板坯加热器等加热手段进行被轧制材料的加热。

[0105] 在精轧结束温度为 A_{r3} 相变点以上的条件下进行精轧

[0106] 精轧结束温度低于 A_{r3} 相变点时,热轧后和退火后形成粗大的铁素体晶粒,伸长率显著降低。因此,精轧结束温度设定为 A_{r3} 相变点以上。优选设定为(A_{r3} 相变点 $+20^{\circ}\text{C}$)以上。需要说明的是,精轧结束温度的上限无需特别规定,为了顺利地进行精轧后的冷却,优选设

定为1000℃以下。

[0107] 另外,上述 Ar_3 相变点可以通过基于利用Formastor试验等的冷却时的热膨胀测定、电阻测定的实测来决定。

[0108] 精轧后以20~100℃/秒的平均冷却速度冷却至700℃

[0109] 精轧后直至700℃的平均冷却速度影响卷取后的钢板中的固溶Cr量。在卷取后的退火工序中,一部分固溶Cr溶解在渗碳体中,因此在卷取后的阶段需要确保规定的固溶Cr量,为此,精轧后需要以20℃/秒以上进行冷却。平均冷却速度小于20℃/秒时,精轧后存在的固溶Cr溶解在渗碳体中,无法得到规定的固溶Cr量。优选为25℃/秒以上。另一方面,平均冷却速度超过100℃/秒时,退火后难以得到具有规定尺寸的渗碳体,因此设定为100℃/秒以下。

[0110] 卷取温度:高于580℃且700℃以下

[0111] 精轧后的热轧钢板卷取为卷材形状。卷取温度过高时,热轧钢板的强度变得过低,在卷取为卷材形状时,有时因卷材的自重而发生变形。因此,从操作上的观点出发不优选。因此,将卷取温度的上限设定为700℃。优选为690℃以下。另一方面,卷取温度过低时,热轧钢板发生硬化,因此不优选。因此,将卷取温度的下限设定为高于580℃。优选为600℃以上。

[0112] 卷取为卷材状后,可以冷却至常温实施酸洗处理。酸洗处理后,进行退火。

[0113] 在低于 Ac_1 相变点的退火温度下保持

[0114] 对于如上所述得到的热轧钢板,实施退火(渗碳体的球化退火)。退火温度为 Ac_1 相变点以上时,奥氏体析出,在退火后的冷却过程中形成粗大的珠光体组织,形成不均匀的组织。因此,退火温度设定为低于 Ac_1 相变点。优选为(Ac_1 相变点-10℃)以下。需要说明的是,退火温度的下限没有特别规定,但为了得到规定的渗碳体分散状态,退火温度优选为600℃以上,更优选为700℃以上。需要说明的是,气氛气体也可以使用氮气、氢气、氮气与氢气的混合气体中的任一种。另外,退火的保持时间优选设定为0.5~40小时。退火温度下的保持时间小于0.5小时时,退火的效果差,无法得到本发明的目标组织,其结果是无法得到本发明的目标的钢板的硬度和伸长率。因此,退火温度下的保持时间优选为0.5小时以上。更优选为5小时以上。另一方面,退火温度下的保持时间超过40小时时,生产率降低,制造成本变得过大。因此,退火温度下的保持时间优选设定为40小时以下。更优选为35小时以下。

[0115] 另外,卷取后,也可以通过如下所述的两步退火来制造,所述两步退火为:加热至 Ac_1 相变点以上且 Ac_3 相变点以下并保持0.5小时以上(第一步退火),接着以1~20℃/小时的平均冷却速度冷却至低于 Ar_1 相变点,在低于 Ar_1 相变点的温度下保持20小时以上(第二步退火)。

[0116] 在本发明中,将热轧钢板加热至 Ac_1 相变点以上并保持0.5小时以上,使热轧钢板中析出的比较微细的碳化物溶解而固溶在 γ 相中,然后以1~20℃/小时的平均冷却速度冷却至低于 Ar_1 相变点,在低于 Ar_1 相变点的温度下保持20小时以上,由此以比较粗大的未溶解碳化物等作为核而使固溶C析出,能够形成等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数的比例为12%以下这样的、控制了碳化物(渗碳体)的分散的状态。即,在本发明中,通过在规定条件下实施两步退火,控制碳化物的分散形态,使钢板软质化。对于在本发明中作为对象的高碳钢板而言,在软质化的基础上控制退火后的碳化物的分散形态很重

要。在本发明中,通过将高碳热轧钢板加热至 Ac_1 相变点以上且 Ac_3 相变点以下并保持(第一步退火),使微细的碳化物溶解,并且使C固溶在 γ (奥氏体)中。在之后的低于 Ar_1 相变点的冷却阶段、保持阶段(第二步退火)中,在 Ac_1 相变点以上的温度范围内存在的 α/γ 界面、未溶解碳化物成为成核位点,析出比较粗大的碳化物。以下,对这样的两步退火的条件进行说明。需要说明的是,退火时的气氛气体可以使用氮气、氢气、氮气与氢气的混合气体中的任一种。

[0117] 加热至 Ac_1 相变点以上且 Ac_3 相变点以下并保持0.5小时以上(第一步退火)

[0118] 通过将热轧钢板加热至 Ac_1 相变点以上的退火温度,使钢板组织的一部分铁素体相变为奥氏体,使在铁素体中析出的微细的碳化物溶解,使C固溶在奥氏体中。另一方面,未相变为奥氏体而残留的铁素体在高温下被退火,因此位错密度减少而发生软化。另外,铁素体中残留未溶解的比较粗大的碳化物(未溶解碳化物),因奥斯特瓦尔德熟化而变得更粗大。退火温度低于 Ac_1 相变点时,不发生奥氏体相变,因此不能使碳化物固溶在奥氏体中。另外,在本发明中, Ac_1 相变点以上的保持时间小于0.5小时,不能使微细的碳化物充分溶解,因此,作为第一步退火,设定为加热至 Ac_1 相变点以上并保持0.5小时以上。另一方面,第一步退火温度超过 Ac_3 相变点时,退火后得到大量棒状的渗碳体而无法得到规定的伸长率,因此设定为 Ac_3 相变点以下。另外,保持时间优选设定为10小时以下。

[0119] 以 $1\sim 20^\circ\text{C}/\text{小时}$ 的平均冷却速度冷却至低于 Ar_1 相变点

[0120] 上述第一步退火后,以 $1\sim 20^\circ\text{C}/\text{小时}$ 的平均冷却速度冷却至作为第二步退火的温度范围的低于 Ar_1 相变点。冷却途中,随着奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体相变,以 α/γ 界面、未溶解碳化物作为成核位点,从奥氏体排出的C以比较粗大的球状碳化物的形式析出。在该冷却中,需要调节冷却速度以便不生成珠光体。第一步退火后,直至第二步退火的冷却速度小于 $1^\circ\text{C}/\text{小时}$ 时,生产效率差,因此该冷却速度设定为 $1^\circ\text{C}/\text{小时}$ 以上。另一方面,增大而超过 $20^\circ\text{C}/\text{小时}$ 时,珠光体析出,硬度提高,因此设定为 $20^\circ\text{C}/\text{小时}$ 以下。

[0121] 在低于 Ar_1 相变点的温度下保持20小时以上(第二步退火)

[0122] 上述第一步退火后,以规定的冷却速度冷却后在低于 Ar_1 相变点的温度下保持,由此,通过奥斯特瓦尔德熟化而使粗大的球状碳化物进一步生长,使微细的碳化物消失。低于 Ar_1 相变点的温度下的保持时间小于20小时,不能使碳化物充分生长,退火后的硬度过度增大。因此,第二步退火设定为在低于 Ar_1 相变点的温度下保持20小时以上。需要说明的是,虽然没有特别限定,但是,为了使碳化物充分生长,第二步退火温度优选设定为 660°C 以上,另外,从生产效率的观点出发,保持时间优选设定为30小时以下。

[0123] 需要说明的是,上述 Ac_3 相变点、 Ac_1 相变点、 Ar_3 相变点、 Ar_1 相变点可以通过基于利用Formastor试验等的加热时、冷却时的热膨胀测定、电阻测定的实测来决定。

[0124] 实施例

[0125] 对具有表1所示的钢号A~U的成分组成的钢进行熔炼,接着按照表2所示的制造条件进行热轧。接着,进行酸洗,在氮气气氛中(气氛气体:氮气)在表2和表3所示的退火温度和退火时间(h(小时))下实施退火(球化退火),制造出板厚为3.0mm的热轧退火板。

[0126] 从如此得到的热轧退火板裁取试验片,如下所述求出显微组织、固溶Cr量、硬度、伸长率和淬火硬度。需要说明的是,表1所示的 Ac_3 相变点、 Ac_1 相变点、 Ar_1 相变点和 Ar_3 相变点通过Formastor试验求出。

[0127] (1) 显微组织

[0128] 关于退火后的钢板的显微组织,对从板宽中央部裁取的试验片(大小:3mm $\times$ 10mm $\times$ 10mm)进行切割研磨后,实施硝酸乙醇溶液腐蚀,使用扫描型电子显微镜(SEM),在板厚中央部的5个部位以3000倍的倍率进行拍摄。对于拍摄的组织照片通过图像处理来特定各相(铁素体、渗碳体、珠光体等)。

[0129] 另外,使用图像解析软件,从SEM图像将铁素体和铁素体以外的区域二值化,求出铁素体的面积率。

[0130] 另外,对于拍摄的组织照片,对各个渗碳体径进行评价。关于渗碳体径,测定长径和短径,换算为等效圆直径。测定等效圆直径的值为0.1 μ m以下的渗碳体的个数,设为等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数。另外,求出全部渗碳体的个数,设为全部渗碳体数。另外,求出等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数的比例((等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数/全部渗碳体数) $\times$ 100(%))。需要说明的是,有时将该“等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体数的比例”简称为等效圆直径为0.1 μ m以下的渗碳体。

[0131] 另外,对于拍摄的组织照片,使用JIS G 0551中规定的结晶粒度的评价方法(切割法),求出铁素体的平均粒径。

[0132] (2) 固溶Cr量的测定

[0133] 通过与下述参考文献中记载的方法相同的方法,求出固溶Cr量。

[0134] [参考文献]城代哲史、石田智治、猪瀬国生、藤本京子,铁和钢,vol.99(2013) No.5,p.362-365

[0135] (3) 钢板的硬度

[0136] 从退火后的钢板(原板)的板宽中央部裁取试样,使用洛氏硬度计(B级)对表层测定5个点,求出平均值,作为硬度(HRB)。

[0137] (4) 钢板的伸长率

[0138] 使用从退火后的钢板(原板)在相对于轧制方向为0°的方向(L方向)上切割出的JIS5号拉伸试验片,以10mm/分钟进行拉伸试验,使断裂的样品对接后求出总伸长率。将其结果作为总伸长率(E1)。

[0139] (5) 淬火后的钢板硬度(浸液淬透性)

[0140] 从退火后的钢板的板宽中央部裁取平板试验片(宽度15mm $\times$ 长度40mm $\times$ 板厚3mm),如下所述通过70℃油冷实施淬火处理,求出淬火硬度(浸液淬透性)。淬火处理通过使用上述平板试验片在900℃下保持600秒后立即利用70℃的油进行冷却的方法(70℃油冷)实施。关于淬火硬度,对于淬火处理后的试验片的切割面,在1/4板厚和板厚中央部利用维氏硬度试验机在1kgf载荷的条件下测定5个点的硬度,求出平均硬度,将其作为淬火硬度(HV)。

[0141] (6) 渗碳淬火后的钢板硬度(渗碳淬透性)

[0142] 对于退火后的钢板,在930℃下进行合计时间为4小时的钢的均热、渗碳处理、扩散处理这样的渗碳淬火处理,在850℃下保持30分钟后,进行油冷(油冷的温度:60℃)。从自钢板表面起深度0.1mm的位置到深度1.2mm的位置以0.1mm间隔在1kgf载荷的条件下测定硬度,求出渗碳淬火时的表层0.1mm的硬度(HV)和有效硬化层深度(mm)。有效硬化层深度是从热处理后表面测定硬度而定义为达到550HV以上的深度。

[0143] 然后,根据由上述(5)、(6)得到的结果,在表4所示的条件下进行淬透性评价。表4

示出可以评价为淬透性充分的、与C含量对应的淬透性的合格标准。在70℃油冷后硬度(HV)、渗碳淬火时的表层0.1mm的深度的硬度(HV)和有效硬化深度全部满足表4的标准的情况下,判定为合格(以符号:○表示),评价为淬透性优良。另一方面,在某个值不满足表4所示的标准的情况下,判定为不合格(以符号:×表示),评价为淬透性差。

[0144]

[表 1]

钢号	成分组成(质量%)																		Ac ₁ 相变点(°C)	Ar ₁ 相变点(°C)	Ac ₃ 相变点(°C)	Ar ₃ 相变点(°C)	备注
	C	Si	Mn	P	S	solAl	N	Cr	B	Ti	Sb、Sn	Nb	Mo	Ta	Ni	Cu	V	W					
A	0.15	0.4	0.40	0.02	0.004	0.005	0.0044	0.25	0.0030	-	-								735	720	863	851	本发明钢
B	0.14	0.25	0.35	0.01	0.003	0.005	0.0041	0.15	0.0030	-	Sb:0.010								729	714	855	842	本发明钢
C	0.15	0.25	0.40	0.01	0.003	0.006	0.0045	0.00	0.0020	-	Sb:0.015								726	712	853	840	比较钢
D	0.14	0.2	0.35	0.01	0.003	0.010	0.0050	0.15	0.0025	0.02	-								728	713	863	850	本发明钢
E	0.18	0.5	0.35	0.02	0.004	0.010	0.0044	0.35	0.0020	0.05	Sb+Sn:0.0050								740	725	882	870	本发明钢
F	0.14	0.01	0.55	0.01	0.003	0.040	0.0055	0.50	0.0025	0.01	Sb:0.025								726	712	851	839	本发明钢
G	0.17	0.24	0.35	0.02	0.004	0.020	0.0044	0.15	0.0001	-	-								729	713	860	847	比较钢
H	0.19	0.01	0.20	0.02	0.003	0.050	0.0047	0.35	0.0020	-	Sb+Sn:0.015								727	712	858	846	比较钢
I	0.18	0.6	0.40	0.02	0.003	0.010	0.0047	0.45	0.0025	0.02	Sb:0.005								744	730	864	852	比较钢
J	0.10	0.25	0.35	0.02	0.004	0.005	0.0050	0.15	0.0019	-	Sn+Sb:0.012								729	716	873	861	本发明钢
K	0.12	0.3	0.30	0.01	0.004	0.010	0.0044	0.18	0.0025	-	Sb:0.009								732	717	865	853	本发明钢
L	0.14	0.15	0.35	0.01	0.003	0.035	0.0052	0.15	0.0030	-	Sb:0.010								726	711	862	850	本发明钢
M	0.13	0.22	0.36	0.01	0.003	0.006	0.0047	0.15	0.0025	-	Sb:0.009								728	713	856	844	本发明钢
N	0.14	0.28	0.25	0.01	0.003	0.040	0.0047	0.20	0.0015	0.04	Sb:0.011								732	718	872	860	本发明钢
O	0.08	0.29	0.35	0.01	0.004	0.035	0.0050	0.13	0.0020	-	Sb:0.010								730	715	887	875	比较钢
P	0.25	0.4	0.50	0.01	0.003	0.040	0.0050	0.45	0.0020	-	Sb:0.010								737	722	841	829	比较钢
Q	0.14	0.01	0.55	0.01	0.003	0.040	0.0055	0.50	0.0025	0.01	Sb:0.025	0.0010							726	712	851	839	本发明钢
R	0.10	0.25	0.35	0.02	0.004	0.005	0.0050	0.15	0.0019	-	Sn+Sb:0.012		0.0010						729	716	873	861	本发明钢
S	0.12	0.3	0.30	0.01	0.004	0.010	0.0044	0.18	0.0025	-	Sb:0.009				0.0200				732	717	865	853	本发明钢
T	0.14	0.15	0.35	0.01	0.003	0.035	0.0052	0.15	0.0030	-	Sb:0.010		0.0010			0.0200			726	711	862	850	本发明钢
U	0.13	0.22	0.36	0.01	0.003	0.006	0.0047	0.15	0.0025	-	Sb:0.009						0.0010	0.0010	728	713	856	844	本发明钢

注:下划线为在本发明范围外。

[0145]

[表 2]

试样 编号	钢 号	热轧条件		退火条件	显微组织	[(等效圆直径为 0.1mm以下的渗 碳体)(全部渗 碳体)]×100(%)	铁素体 平均粒径 {μm}	铁素体 面积率 (%)	固溶C量 (%)	硬 度 (HRB)	伸 长 率 (%)	浸液淬透性 (HV)		渗碳淬透性		淬透性 评价	备注
		精轧 结束温度 (℃)	精轧后直至 700℃的平 均冷却速度 (℃/秒)	卷取 温度 (℃)								70℃油 冷 (1/4板 厚)	70℃油 冷 (板厚中 央部)	渗碳淬火 时的硬度 (HV)	渗碳淬火 时的有效 硬化层深 度 (mm)		
1	A	870	50	680	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	10	95	0.13	73	39	385	386	640	0.70	○	本发明例
2	B	865	80	620	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	9	94	0.12	70	40	375	375	680	0.60	○	本发明例
3	B	865	30	620	750℃-30h	铁素体+ 渗碳体+ 珠光体	5	83	0.12	78	35	377	375	685	0.75	○	比较例
4	C	870	50	620	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	7	95	0.00	68	42	388	386	510	0.55	×	比较例
5	D	870	80	680	710℃-25h	铁素体+ 渗碳体	12	94	0.08	70	40	376	377	680	0.60	○	本发明例
6	E	880	100	590	710℃-25h	铁素体+ 渗碳体	9	94	0.20	71	40	409	408	680	0.65	○	本发明例
7	E	890	50	450	670℃-25h	铁素体+ 渗碳体	20	94	0.17	74	36	410	410	680	0.65	○	比较例
8	F	865	40	600	710℃-25h	铁素体+ 渗碳体	10	94	0.25	69	42	373	374	660	0.70	○	本发明例
9	G	870	80	800	710℃-25h	铁素体+ 渗碳体	8	94	0.07	71	38	330	330	500	0.53	×	比较例
10	H	880	50	660	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	11	94	0.25	70	40	417	417	590	0.45	×	比较例
11	I	875	50	680	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	9	94	0.23	75	35	409	409	680	0.65	○	比较例
12	J	895	50	800	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	8	93	0.07	67	42	332	333	680	0.60	○	本发明例
13	K	880	20	590	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	7	95	0.15	70	40	353	353	670	0.47	○	本发明例
14	L	870	25	590	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	8	93	0.07	71	39	375	375	690	0.65	○	本发明例
15	M	860	50	650	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	9	94	0.07	72	38	365	364	690	0.70	○	本发明例
16	N	870	40	700	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	9	94	0.23	73	38	376	380	695	0.70	○	本发明例
17	Q	890	40	850	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	8	95	0.07	68	42	280	285	600	0.40	×	比较例
18	P	890	40	800	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	12	91	0.20	74	36	450	455	600	0.70	○	比较例
32	Q	865	50	620	710℃-25h	铁素体+ 渗碳体	12	94	0.25	70	41	375	376	665	0.70	○	本发明例
33	R	895	50	800	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	9	92	0.07	66	43	333	335	685	0.62	○	本发明例
34	S	880	25	590	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	8	95	0.15	70	40	355	356	675	0.49	○	本发明例
35	T	870	30	590	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	9	93	0.07	72	38	377	380	695	0.65	○	本发明例
36	U	860	45	650	715℃-30h	铁素体+ 渗碳体	10	94	0.07	71	40	370	372	700	0.70	○	本发明例

注：下划线为在本发明范围外。

[0146]

[表 3]

试样编号	钢号	热轧条件			退火条件			显微组织	[(等效圆直径为0.1mm以下的渗碳体)/(全量渗碳体)]×100(%)	铁素体平均粒径(μm)	铁素体面积率(%)	固溶C量(%)	硬度(HRB)	伸长率(%)	浸液淬透性		渗碳淬透性		备注
		精轧结束温度(℃)	精轧后直至700℃的平均冷却速度(℃/秒)	卷取温度(℃)	第一步退火(退火温度-保持时间)	第二步到第三步的平均冷却速度(℃/小时)	第二步退火(退火温度-保持时间)								70℃油冷(1/4板厚)	70℃油冷(板厚中部)	渗碳淬火时的表面硬度(HV)	渗碳淬火时的有效硬化层深度(mm)	
19	A	870	50	680	790℃-6h	10	710℃-30h	铁素体+渗碳体	1	15	95	0.13	69	42	383	380	640	0.71	本发明例
20	B	865	60	670	780℃-8h	10	710℃-30h	铁素体+渗碳体	1	13	94	0.12	66	43	370	370	678	0.62	本发明例
21	B	865	30	620	860℃-8h	10	710℃-30h	铁素体+渗碳体+珠光体	5	17	83	0.12	72	35	375	374	686	0.76	比较例
22	B	865	60	670	800℃-6h	50	710℃-30h	铁素体+渗碳体	1	13	94	0.12	72	35	371	372	677	0.63	比较例
23	Q	870	50	620	770℃-8h	10	710℃-20h	铁素体+渗碳体	1	12	95	0.00	65	43	386	386	510	0.55	比较例
24	D	870	60	680	790℃-6h	8	710℃-20h	铁素体+渗碳体	1	13	94	0.08	67	41	377	380	681	0.60	本发明例
25	E	890	100	850	790℃-4h	8	710℃-25h	铁素体+渗碳体	1	10	94	0.20	71	40	409	408	681	0.66	本发明例
26	F	865	40	600	770℃-6h	10	710℃-20h	铁素体+渗碳体	1	11	94	0.25	65	43	374	375	661	0.72	本发明例
27	J	895	50	700	780℃-8h	10	710℃-30h	铁素体+渗碳体	1	12	93	0.07	63	44	331	332	681	0.59	本发明例
28	K	880	20	690	780℃-8h	10	710℃-30h	铁素体+渗碳体	1	10	95	0.15	66	43	354	354	669	0.46	本发明例
29	L	870	25	590	810℃-6h	10	710℃-30h	铁素体+渗碳体	1	11	93	0.07	67	41	374	374	689	0.63	本发明例
30	M	860	50	650	810℃-4h	10	710℃-21h	铁素体+渗碳体	1	11	94	0.07	68	41	364	363	689	0.69	本发明例
31	N	870	40	680	800℃-6h	10	710℃-25h	铁素体+渗碳体	1	12	94	0.23	70	40	375	379	694	0.69	本发明例

注：下划线为在本发明范围外。

[0147]

[表4]

[0148]

C量	70℃油冷后硬度 (HV)	渗碳淬火时的表层0.1mm深度 的硬度 (HV)	渗碳淬火时的有效 硬化层深度 (mm)
$0.15\% \leq C < 0.2\%$	≥ 350	≥ 600	≥ 0.60
$0.10\% \leq C < 0.15\%$	≥ 300	≥ 600	≥ 0.40

[0149] 根据表2和表3的结果可知,本发明例的高碳热轧钢板具有等效圆直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以下的渗碳体数相对于全部渗碳体数的比例为12%以下、包含铁素体和渗碳体的组织,硬度以HRB计为73以下,总伸长率(E1)为37%以上,冷加工性优良,并且淬透性也优良。另一方面,在本发明的范围外的比较例中,组织、硬度(HRB)、总伸长率(E1)、冷加工性、淬透性中某一者以上不能满足上述目标性能。例如,对于钢O而言,C量低于本发明范围,因此不满足浸液淬透性。另外,对于钢P而言,C量高于本发明范围,因此不满足钢板的硬度、伸长率的特性。