



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 102264933 B

(45) 授权公告日 2014. 06. 18

(21) 申请号 200980152363. 4

(51) Int. Cl.

(22) 申请日 2009. 12. 21

C22C 38/00 (2006. 01)

(30) 优先权数据

C21D 8/02 (2006. 01)

10-2008-0133357 2008. 12. 24 KR

(56) 对比文件

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

CN 101208441 A, 2008. 06. 25, 说明书第5页
第3段、第6页第4段。

2011. 06. 23

CN 101208441 A, 2008. 06. 25, 说明书第5页
第3段、第6页第4段。

(86) PCT国际申请的申请数据

审查员 杨冰

PCT/KR2009/007625 2009. 12. 21

(87) PCT国际申请的公布数据

W02010/074463 K0 2010. 07. 01

(73) 专利权人 POSCO 公司

地址 韩国庆尚北道浦项市

(72) 发明人 李昌勋 全在春 李钟燮 金基洙

权利要求书1页 说明书8页 附图2页

(74) 专利代理机构 北京北翔知识产权代理有限公司 11285

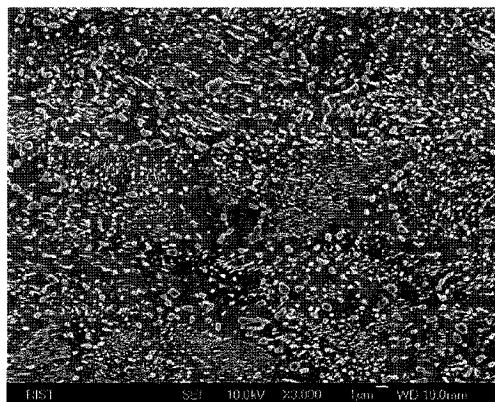
代理人 吴晓萍 钟守期

(54) 发明名称

热处理特性优异的高碳钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供一种高碳钢板的制造方法，包括步骤：i) 制造高碳板坯，所述高碳板坯以 wt% 计，由 0.3 ~ 1.0% 的碳；0.1 ~ 1.2% 的锰；大于 0 且 0.4% 以下的硅；0.01 ~ 0.1% 的铝；大于 0 且 0.01% 以下的硫；余量的铁及其他不可避免地被添加的杂质构成；ii) 以 Ar₃ 转变温度以上的温度再加热所述板坯；iii) 将所述板坯粗轧之后，在 Ar₃ 转变温度以上的奥氏体区域中进行精轧，以制造薄板；iv) 在水冷台上以 50°C / 秒以上且 300°C / 秒以下的冷却速度对所述薄板进行冷却；v) 在 400 ~ 650°C 的温度区间对所述薄板终止冷却且保持温度；vi) 在 450 ~ 700°C 的温度区间中卷曲所述薄板；vii) 省略先退火工序，以 30% 以上的压下率对所述被卷曲的薄板进行冷轧；及 viii) 对所述冷轧后的薄板进行球化退火。



1. 一种具有优异的热处理特性的微细球状化钢板，由 0.6 ~ 1.0wt% 的碳；0.1 ~ 1.2wt% 的锰；0 ~ 0.4wt% 的硅；0.01 ~ 0.1wt% 的铝；0 ~ 0.01wt% 的硫；余量的铁及其他不可避免地被添加的杂质构成，

其中所述微细球状化钢板在经过热轧后在室温下具有微细珠光体组织，所述珠光体组织的渗碳体薄层间隔为 1.0 μm 以下，所述微细珠光体的体积分数为 80% 以上，且在球状化退火后，球状化碳化物的平均直径为 0.3 μm 以下，球状化分数为 90% 以上。

2. 根据权利要求 1 所述的具有优异的热处理特性的微细球状化钢板，其中所述微细球状化钢板中的碳含量为 0.6 ~ 0.9wt%。

3. 根据权利要求 1 所述的具有优异的热处理特性的微细球状化钢板，其中在经过冷轧后，所述微细球状化钢板的微细珠光体组织中的渗碳体薄层间隔为 0.7 μm 以下。

4. 根据权利要求 3 所述的具有优异的热处理特性的微细球状化钢板，其中所述微细珠光体的形状为被按压的薄饼状。

5. 一种具有优异的热处理特性的微细球状化钢板的制造方法，包括步骤：

制造高碳板坯，所述高碳板坯由 0.6 ~ 1.0wt% 的碳；0.1 ~ 1.2wt% 的锰；0 ~ 0.4wt% 的硅；0.01 ~ 0.1wt% 的铝；0 ~ 0.01wt% 的硫；余量的铁及其他不可避免地被添加的杂质构成；

以 Ar₃ 转变温度以上的温度再加热所述板坯；

将所述板坯粗轧之后，在 Ar₃ 转变温度以上的奥氏体区域中进行精轧，以制造薄板；

在水冷台中以 50 ~ 300°C / 秒的冷却速度对所述薄板进行冷却；

在 400 ~ 650°C 的温度区间中对所述薄板终止冷却且保持温度；

在 450 ~ 700°C 的温度区间中卷曲所述薄板；

省略先退火工序，以 30% 以上的压下率对所述被卷曲的薄板进行冷轧；及

在 Ac₁-200°C ~ Ac₁-50°C 的温度区间中保持 5 小时以下而对冷轧后的所述薄板进行球状化退火。

6. 根据权利要求 5 所述的方法，其中所述微细球状化钢板中的碳含量为 0.6 ~ 0.9wt%。

7. 根据权利要求 5 所述的方法，其中在所述卷曲步骤以后，所述薄板的显微组织具有微细的珠光体组织，所述珠光体组织的渗碳体薄层间隔为 1.0 μm 以下，且所述微细珠光体的体积分数为 80% 以上。

8. 根据权利要求 7 所述的方法，其中在所述冷轧步骤以后，所述薄板的显微组织具有微细的珠光体组织，所述珠光体组织的渗碳体薄层间隔为 0.7 μm 以下，且所述微细珠光体的形状为被按压的薄饼形状。

9. 根据权利要求 5 所述的方法，其中在所述球状化退火以后，所述薄板的显微组织中的球状化碳化物的平均直径为 0.3 μm 以下，球状化分数为 90% 以上。

热处理特性优异的高碳钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种高碳钢板，更具体地涉及一种通过热轧形成微细的珠光体组织后，继续通过冷轧及球状化退火形成微细的球状化碳化物，从而具有优异的热处理特性的高碳钢板及该钢板的制造方法。

背景技术

[0002] 高碳钢板是指含有 0.3wt% 以上的碳，且其结晶组织具有珠光体(pearlite)结晶相的钢板(stee1)。高碳钢板经过最终工序后具有高度的强度和高度的硬度。由于高碳钢板如此具有高度的强度和高度的硬度，其被作为要求高度的强度和硬度的工具钢或机械结构钢来使用。

[0003] 被使用为工具钢的高碳钢板例如有在日本工业标准中分类的 JS-SK85 钢。JS-SK85 钢被使用为汽车零部件或制针用针、剃须刀片或文具用刀片等。

[0004] 高碳钢板通常由板坯(slab) 经过连续式热轧工序而制成所谓热轧钢板的中间产品。热轧钢板是通过由粗轧和精轧按规定的厚度轧制为了热轧而被加热的板坯后，在水冷台(输出辊道(ROT; Run-Out Table)) 中冷却至适当温度，并将其卷成卷状钢卷而制造的。

[0005] 这种热轧钢板经过酸洗(pickling) 和球状化退火(spheroidizing) 工序后经过冷轧而制成冷轧钢板。冷轧钢板再依序反复经过退火工序和冷轧工序后制成具有所需厚度的冷轧钢板。这种冷轧钢板通过冲裁(blanking) 或去毛刺(burring) 等工序加工成所需产品后，通过 QT 热处理(萃取和回火, quenching and tempering) 加工成最终产品。

发明内容

[0006] 如此一般用作加工用的高碳钢板被制成热轧钢板后，为了使热轧高碳钢板的珠光体组织成为球状化渗碳体(cementite)，需要进行球状化退火及冷轧过程。

[0007] 通常为了进行顺利的冷轧，首先进行球状化退火，而后进行冷轧，并反复进行这种球状化退火与冷轧过程，以制造具有球状化渗碳体组织的高碳钢板。

[0008] 然而在这种工艺中，由于先进行球状化退火，因此为了完整的球状化，需要提高球状化温度，且需要进行较长时间的退火。

[0009] 如此进行较长时间的退火时，所生成的球状化碳化物的大小会变得过大，且会增加制造成本，因此会导致生产效率的下降。

[0010] 此外，经过如此的热轧与卷曲后球状化退火以及冷轧的加工用高碳钢经过拉延成形、拉胀成形、延伸凸缘成形、弯曲成形等典型加工后加工成产品。加工产品在后期为了表征高强度，经过萃取和回火(Quenching and Tempering, QT) 热处理。

[0011] 在此，如果高碳钢板组织由铁素体(ferrite) 和渗碳体等二相构成，渗碳体的形状和大小及分布将对加工性和 QT 热处理性产生较大的影响。

[0012] 即，如果对具有珠光体组织(铁素体和渗碳体的层状组织) 的高碳钢板进行球状化退火，经过球状化退火后微球状化的渗碳体(珠光体薄层中的渗碳体) 会残留下来，而这种

微球壮化的渗碳体和粗大化的球状化渗碳体组织会使钢板的成形性变坏,且会降低 QT 热处理性。

[0013] 这是因为,在成形中会在粗大而层状组织的渗碳体中产生空孔,容易引起破坏,而粗大的球状化渗碳体在 QT 热处理中其再熔解速度变慢,进行热处理后难以确保所需硬度。

[0014] 另一方面,在对由铁素体和珠光体组织构成的高碳钢进行球状化退火时,为了缩短球状化时间,在进行热轧以后,进行退火之前先行冷轧,从而缩短球状化退火时间。

[0015] 此外,在珠光体组织中渗碳体层状组织的间隔越小,即组织越微细,球状化速度就越快,从而会缩短完成球状化所需时间。虽然有适用此原理的多步骤球状化退火方法,但这种多步骤球状化退火方法具有不易进行多步骤控制且制造费用又高的缺点。

[0016] 本发明是为了解决这种问题而提出的,其目的是为了在后续工序——球状化退火工序中降低退火温度且缩短退火时间而提供一种具有微细渗碳体薄层(lamella)组织的高碳热轧钢板。

[0017] 此外,本发明的目的是提供一种具有微细的球状化碳化物,且热处理特性优异的高碳钢板。

[0018] 此外,本发明的目的是提供一种能够制造热处理特性优异且具有微细的球状化组织的钢板的高碳钢板的制造方法。

[0019] 为了达到上述目的,本发明的一实施例提供一种高碳钢板,所述高碳钢板以 wt% 计,由 0.3 ~ 1.0% 的碳;0.1 ~ 1.2% 的锰;大于 0 且 0.4% 以下的硅;0.01 ~ 0.1% 的铝;大于 0 且 0.01% 以下的硫;余量的铁及其他不可避免地被添加的杂质构成,经过热轧后在室温下的组织具有微细的珠光体组织,所述珠光体组织的渗碳体薄层间隔为 1.0mm 以下,且所述微细珠光体的分数为 80% 以上。

[0020] 这种高碳钢板在冷轧及球状化退火以后,球状化碳化物的平均直径为 0.3mm 以下,球状化分数(spheroidized ratio)为 90% 以上,因此可以优化高碳钢板的热处理特性。

[0021] 更为优选地,在这种高碳钢板中碳含量为以 wt% 计 0.6 ~ 0.9%。

[0022] 此外,这种高碳钢板在经过冷轧后,微细珠光体组织的渗碳体薄层间隔优选为 0.7mm 以下。

[0023] 此外,这种微细珠光体的形状优选为被按压的薄饼形状。

[0024] 为了达到另一目的的本发明的一实施例提供一种以下具有优异的热处理性且具有微细球状化组织的高碳钢板的制造方法,该方法包括步骤:i) 制造高碳板坯(slub),所述高碳板坯以 wt% 计,由 0.3 ~ 1.0% 的碳、0.1 ~ 1.2% 的锰、大于 0 且 0.4% 以下的硅、0.01 ~ 0.1% 的铝、大于 0 且 0.01% 以下的硫、余量的铁及其他不可避免地被添加的杂质构成;ii) 以 Ar₃ 转变温度以上的温度再加热所述板坯;iii) 将所述板坯粗轧之后,在 Ar₃ 转变温度以上的奥氏体区域中进行精轧,以制造薄板;iv) 在水冷台中以 50°C / 秒以上且 300°C / 秒以下的冷却速度对所述薄板进行冷却;v) 在 400 ~ 650°C 的温度区间中对所述薄板终止冷却且保持温度;vi) 在 450 ~ 700°C 的温度区间中卷曲所述薄板;vii) 省略先退火工序,以 30% 以上的压下率对所述被卷曲的薄板进行冷轧;及 viii) 对冷轧后的所述薄板进行球状化退火。

[0025] 这种高碳钢板的制造方法优选在球状化退火步骤中在(Ac₁-200°C ~ Ac₁-50°C)的温度区间中保持 5 小时以下。

[0026] 经过如此的高碳钢板的制造方法,在所述钢板的卷曲步骤以后,其组织具有渗碳体的薄层间隔为1.0mm以下的微细珠光体组织,且所述微细珠光体分数为80%以上。

[0027] 更为优选地,在这种高碳钢板的制造方法中,以wt%计,碳含量为0.6~0.9%。

[0028] 此外,在这种高碳钢板的制造方法中,经过热轧后的微细珠光体组织在后续的冷轧步骤以后,优选成为渗碳体的薄层间隔为0.7mm的组织,且其形状为被按压的薄饼形状。

[0029] 此外,通过如此的高碳钢板的制造方法,在所述球化退火以后,所述薄板组织的球状化碳化物的平均直径为0.3mm以下,球化分数为90%以上。

[0030] 本发明一实施例提供的具有优异的热处理特性的高碳钢板即使不添加硼(B),也能提供具有微细珠光体组织的高碳热轧钢板。

[0031] 本发明一实施例提供的具有优异的热处理特性的高碳钢板经过热轧后无需进行球化退火而直接可以进行冷轧,因此具有能够缩短制造工序的技术效果。

[0032] 根据本发明一实施例制造的具有优异的热处理特性的高碳钢板具有微细的球状化碳化物,因此具有对最终产品赋予耐久性和强度的技术效果。

[0033] 本发明一实施例提供的高碳钢板预先被调节为热轧后的高碳钢的微细组织具有微细珠光体组织,并在球化退火之前先进行冷轧30%以上,从而能够适用相对较低的球化温度及时间条件,因此发挥能够制造生产效率有了显著的提高,且热处理性非常优异的高碳钢板的技术效果。

附图说明

[0034] 图1是表示由本发明的发明钢3制造的高碳钢板组织的显微镜照片。

[0035] 图2是表示由本发明的对比钢7制造的高碳钢板结晶组织的显微镜照片。

[0036] 图3是表示由本发明的对比钢9制造的高碳钢板结晶组织的显微镜照片。

具体实施方式

[0037] 在此使用的专业术语只是用来提及特定实施例而提供的,并不是用来限制本发明。在此使用的单数形式在没有表示明确的相反含义的情况下也包含复数形式。说明书中使用的“包含”的含义用于细化特定的特性、领域、整数、步骤、动作、要素及/或成分,而不是用来排除其他特定的特性、领域、整数、步骤、动作、要素、成分及/或组的存在或附加。

[0038] 虽然不做不同的定义,将在此使用的技术术语及科学术语包括在内的所有术语具有与本发明所属技术领域中具有通常知识的人一般理解的含义相同的含义。在一般使用的词典中所定义的术语被补充解释为和相关技术文献和当前公开的内容相符的含义,在没有被定义的情况下,不被解释为理想的或者非常正式的含义。

[0039] 下面,详细地说明本发明的高碳钢板及其制造方法的实施例,但本发明并不局限于以下实施例。因此在本领域中具有一般知识的人在不脱离本发明的技术思想的范围内可用多种形式实现本发明。

[0040] 在没有特殊说明的情况下,本发明中的组成元素的含量均表示重量%(wt%)。

[0041] 下面,详细地说明本发明实施例的高碳钢板。

[0042] 本发明一实施例的高碳钢板以wt%计,由0.3~1.0%的碳;0.1~1.2%的锰;大于0且0.4%以下的硅;0.01~0.1%的铝;大于0且0.01%以下的硫;余量的铁及其他不可

避免地被添加的杂质构成。

[0043] 下面说明在本发明一实施例的高碳钢板中如此限制成分的理由。

[0044] 将碳(C)含量限制为0.3～1.0%。高碳钢的优点之一是经过热处理可以提高硬度，即能够确保优异的耐久性。由于这种理由，优选将碳含量的下限设置为0.3%。此外，如果添加1.0%以上的碳，在热轧高碳钢的微细组织中会生成粗大的先共析渗碳体，在球化退火后对碳化物的微细化产生不良的影响。因此碳含量的范围为0.3～1.0%，优选为0.6～0.9%。

[0045] 将锰(Mn)含量限制在0.1～1.2%。在制钢工艺中不可避免地含有的硫(S)和铁(Fe)结合形成硫化物(FeS)。这种硫化物将导致红热脆性。因此，如果添加锰，就能使锰先与硫进行结合，以防止硫形成硫化物(FeS)。然而，如果锰的添加量过低，无法发挥这种效果，结果会导致红热脆性。另一方面，如果锰含量过高，会加重中心偏析或显微偏析等的偏析现象。如果如此产生偏析，由于锰(Mn)是渗碳体形成元素，起到增加偏析带中的碳化物的密度或大小的作用。并由此而阻碍钢的成形性。因此优选将锰含量限制在0.1%～1.2%。

[0046] 将硅(Si)含量限制在0.4%以下。硅是一种在钢中引发固溶强化效果，从而提高铁素体强度的元素。然而，如果其添加量过高，会增加钢中的铁鳞缺陷，降低钢板的表面质量。因此优选将硅含量的上限限制在0.4%。

[0047] 将铝(Al)含量限制在0.01～0.1%。铝的添加目的分两种。其中之一是去除钢中的氧，以防止在凝固时形成非金属夹杂物。另一种是将存在于钢中的氮固定为AlN，以使结晶粒的大小微细化。然而，如果铝含量过低，就无法实现上述添加目的，反之，如果过高，就会引发钢的强度增加的问题，而且在制钢中导致单位成本(basic unit)的上升问题。因此，优选将铝含量限制在0.01～0.1%。

[0048] 硫(S)和锰结合后析出硫化物(MnS)。然而，这种析出物如果其含量增加，会作为杂质来起作用，因此优选把硫含量尽量控制在低水平。此外，硫含量越低，成形性越好。因此，优选把硫含量限制在0.01%以下。

[0049] 下面说明上述实施例的高碳钢板的制造方法。

[0050] 首先，制造如下高碳钢板坯，所述高碳钢板坯以wt%计，由0.3～1.0%的碳；0.1～1.2%的锰；大于0且0.4%以下的硅；0.01～0.1%的铝；大于0且0.01%以下的硫；余量的铁及其他不可避免地被添加的杂质构成。

[0051] 使用常规方法再加热所制造的钢板坯后，进行热轧，并在Ar₃转变温度以上的温度下实施热精轧而制造薄板。

[0052] 把热轧终止温度规定为Ar₃转变温度以上的理由是为了防止在二相区域中进行热轧。如果在二相区域中对本发明一实施例的钢进行热轧，会产生不具有碳化物的大量的先共析铁素体。若如此在热轧步骤中产生先共析铁素体，就无法在最终产品中获得在整体组织中均匀的碳化物分布。

[0053] 针对进行热精轧至以上厚度为止的薄板在水冷台(ROT; Run-Out Table)中以50℃/秒以上且300℃/秒以下的冷却速度进行冷却，并在400～650℃的温度区间中结束冷却。在450～700℃的温度区间中卷曲结束冷却的薄板。如此被卷曲而制成的薄板为以下热轧高碳钢板：其组织构成为渗碳体的薄层间隔为1.0μm以下的微细的珠光体组织，且这种微细珠光体的分数为80%以上。

[0054] 如此在水冷台中被冷却的薄板在通过卷曲机被卷曲之前被控制为珠光体的转变率完成 80% 以上。下面对如此限制热轧工序条件的理由进行说明。

[0055] 在水冷台中被冷却的薄板如果其在被卷曲之前的珠光体转变程度为 80% 以下，就会使热轧钢板在卷曲状态下转变为珠光体。那么，由于转变发热而使钢卷温度上升，而如果温度上升，就会使所形成的珠光体组织变得粗大。如果在珠光体组织粗大的状态下实施后续工序，在退火之后的产品中会存在粗大的渗碳体(Cementite)。若如此存在粗大的渗碳体，在产品的加工工序中应力会集中到渗碳体组织，导致产品的断裂或无法进行顺利的热处理。

[0056] 此外，在水冷台中被冷却的薄板如果不转为珠光体，而在卷曲状态下转为珠光体，就会改变结晶组织的体积分数，被卷成卷状的热轧钢板上下塌陷，其形状变成椭圆形。如此塌陷的钢卷叫做塌卷。如果如此发生塌卷，在后续的精整工序或酸洗工序等中难以进行作业，因此会导致生产效率或实收率的下降。

[0057] 另外，说明本发明一实施例的高碳热轧钢板在热轧工序中产生转变发热的理由。

[0058] 就高碳钢而言，碳含量越高，越会使 CCT 曲线(连续冷却转变曲线)的鼻端(Curve Nose)右移。因此，会延迟从奥氏体到珠光体的转变开始时间，且其终止时间也会被延迟。此外，碳含量越高，越会增加因热容量差而产生的转变发热量。

[0059] 因此，由于上述理由，经过热精轧的薄板从奥氏体到珠光体的转变优选在被卷成卷状之前完成 80% 以上。

[0060] 为此，优选将完成热精轧的薄板在进入水冷台的早期时间急速冷却。此时的冷却速度优选为 50 ~ 300°C / 秒。

[0061] 如果冷却速度为 50°C / 秒以下，会相应地减少在水冷台中所能保持的时间，无法确保向珠光体的转变分数，而且除了珠光体以外，还会生成铁素体相。反之，如果以 300°C / 秒以上的冷却速度进行冷却，珠光体热轧钢卷在宽度方向的温度不均匀，会产生钢卷形状扭曲的问题。

[0062] 以上述冷却速度在水冷台中迅速冷却的薄板优选被冷却至 400 ~ 650°C 的冷却停止温度后保持一定时间。在该温度区间中停止冷却并将温度保持一定时间的原因是高碳钢中能获得微细珠光体组织的区域为该温度区间。如果冷却停止温度为 400°C 以下，会生成贝氏体组织或马氏体组织。如果生成这种组织，高碳钢的强度和硬度过高，在后期工序中无法省略退火而实施冷轧。此外，如果冷却停止温度为 650°C 以上，就会生成粗大的珠光体组织。因此会放慢碳化物的球状化速度，需要长时间进行球状化退火，而如此长时间进行球状化退火，就无法生成微细的球状化碳化物。

[0063] 针对在水冷台中冷却至 400 ~ 650°C 的薄板，在通过水冷台的过程中保持冷却温度的状态下将珠光体的转变完成 80% 以上后，在 450 ~ 700°C 下进行卷曲。

[0064] 如果在冷却停止温度区间中转变为微细的珠光体，由于转变发热而导致温度上升，因此将卷曲温度限制在 450 ~ 700°C。

[0065] 如果在以上条件下进行热轧，所制造的热轧钢板的组织具有微细的珠光体。在此，珠光体表示铁素体和渗碳体交替重叠的层状结构。因此，如果珠光体变得微细，包含在其组织内的渗碳体的宽度会变得微细，此时渗碳体和渗碳体之间的间隔，即渗碳体薄层间隔优选为 1.0mm 以下。

[0066] 如此渗碳体的薄层间隔为 1.0mm 以下,终会使结晶组织具有微细的珠光体组织,所制造的热轧钢板中微细珠光体的相分数达到 80% 以上。

[0067] 通过上述方法制造的热轧钢板不经过球状化退火(spheroidizing)工序,而先进行冷轧。

[0068] 此时的冷轧条件为压下率达 30% 以上。进行冷轧会使组织变得微细。此时,包含在珠光体组织内的渗碳体薄层间隔优选为 0.7mm 以下。这种微细的渗碳体间歇地断裂,且珠光体成为被按压的薄饼状椭圆形的微细组织。

[0069] 如此完成冷轧之后的钢板被施以其后的球状化退火工序。

[0070] 本发明一实施例的钢中,球状化退火在($Ac_1-200^{\circ}\text{C} \sim Ac_1-50^{\circ}\text{C}$)温度区间进行 5 小时以下。进行球状化退火时,如果在 $Ac_1-200^{\circ}\text{C}$ 以下的温度下进行球状化退火,无法去除热轧组织中存在的位错(dislocation)。而且,如此在低温下进行球状化退火,无法实现珠光体球状化成薄层状渗碳体。此外,如果在球状化退火时在 $Ac_1-50^{\circ}\text{C}$ 以上的温度下进行球状化退火,随着球状化温度的上升,球状化碳化物的大小会变得粗大。因此,本发明的一实施例中将球状化退火的温度条件限制在($Ac_1-200^{\circ}\text{C} \sim Ac_1-50^{\circ}\text{C}$)。

[0071] 另一方面,如果球状化退火时间过短,就无法实现珠光体到薄层状渗碳体的球状化,如果过长,球状化碳化物会变得粗大,因此将退火时间限制在 5 小时以下。

[0072] 在以上条件下对钢板进行球状化退火,钢板组织中的球状化碳化物的平均直径成为 $0.3\mu\text{m}$ 以下,球状化分数成为 90% 以上。

[0073] 通过上述方法制造的具有微细球状化组织的高碳钢板具有优异的热处理特性。

[0074] <实施例>

[0075] 用真空感应熔解方法制造具有表 1 所示组成的钢锭,所述钢锭的厚度为 60mm,宽度为 175mm。在 1200°C 下,对所制造的钢锭实施 1 小时的再加热后,到其厚度成为 4.3mm 为止进行热轧。

[0076] 【表 1】

[0077]

钢种	C	Mn	Si	Al	S	其他	备注
1	0.22	0.61	0.19	0.04	0.0033	余量的 Fe 及杂质	对比材料
2	0.61	0.59	0.21	0.028	0.0029	同上	发明材料
3	0.85	0.42	0.22	0.036	0.0022	同上	发明材料

[0078] 从表 1 所示试片的化学成分可知,表 1 所示的钢种 1 是不属于本发明范围的对比材料,钢种 2、3 是属于本发明钢的成分范围的钢种。对表 1 所示钢种的热轧及冷轧制造条件下的碳化物大小如表 2 所示。

[0079] 试片的热轧条件是将热精轧温度设置为 Ar_3 转变温度以上。对经过热精轧的试片在输出辊道(ROT)中的冷却速度为 $100^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 的条件下进行冷却,并将其冷却至所期望的冷却停止温度区间 $400 \sim 650^{\circ}\text{C}$ 之后,在预先被加热成 $450 \sim 700^{\circ}\text{C}$ 的炉内保持 1 个小时,之后进行炉冷。以上述制造条件同样地模仿出由试片制造包含微细珠光体组织的热轧高碳钢的条件。

[0080] 以 20 ~ 40% 的压下率对热轧后的高碳钢进行冷轧，并在 500 ~ 700℃的温度区间中进行球状化退火热处理 1 ~ 20 小时。此外检测，对之前制造的具有各种大小球状化碳化物的钢种，在把温度提升至 900℃的条件下进行奥氏体化热处理的期间，再熔解球状化碳化物的所需时间。其结果一并表示在表 2 中。

[0081] 【表 2】

[0082]

钢 种	冷 却 停 止 温 度 (℃)	冷 轧 压 下 率 (%)	球 状 化 温 度 (℃) / 小 时 (hr)	球 状 化 分 数 (%)	碳 化 物 的 平 均 直 径 (μm)	奥 氏 体 化 热 处 理 时， 再 熔 解 球 状 化 碳 化 物 所 需 时 间 (秒)	备 注
1	450	30	650 / 5	95	0.48	150 秒	对比钢 1
	550	30	650 / 5	95	0.44	150 秒	对比钢 2
2	300	20	650 / 5	99	0.61	180 秒	对比钢 3
	550	30	650 / 3	92	0.23	30 秒	发明钢 1
	600	30	650 / 5	95	0.28	30 秒	发明钢 2
	600	30	650 / 20	99	0.58	180 秒	对比钢 4
	600	30	550 / 2	80	0.21	180 秒	对比钢 5
	700	30	650 / 5	87	0.27	120 秒	对比钢 6
	580	10	600 / 10	71	0.25	300 秒	对比钢 7
3	580	30	600 / 5	93	0.24	30 秒	发明钢 3
	580	30	500 / 7	62	0.18	300 秒	对比钢 8
	580	30	700 / 10	97	0.54	180 秒	对比钢 9

[0083] 从表 2 可以看出各试片在最终球状化退火后的球状化分数及微细碳化物的平均直径。

[0084] 就发明钢 1 ~ 3 而言，其球状化分数为 90% 以上，碳化物大小为 0.3 μm 以下，呈现出微细的碳化物大小(参照图 1)。然而就对比钢而言，碳化物大小为 0.3 μm 以下，但其球状化分数不到 90%，或者虽然球状化分数为 90% 以上，但其碳化物大小为 0.5 μm 以上，可知其含有相对粗大的碳化物。

[0085] 此外，就对比钢而言，在 900℃下进行奥氏体化热处理时，显著地增加再熔解碳化物所需时间。就对比钢 1、2 而言，碳含量低到 0.22%，因此球状化分数满足本发明的实施例所要达到的 90% 以上，但由于碳化物大小为 0.3 μm 以上，因此再熔解碳化物需要相对较长的热处理时间。

[0086] 此外，对比钢 3 在相对较低的温度下停止冷却，整体热轧微细组织形成了马氏体。因此，试将对比钢 3 冷轧的结果，无法以 20% 以上的压下率进行冷轧。

[0087] 此外，在马氏体中的球状化碳化物的成长速度快于以往珠光体中的球状化碳化物的成长速度，表现出最终碳化物的大小超过 0.3 μm 的结果。

[0088] 对比钢 4 和对比钢 5 表示延长或缩短球状化退火热处理时间的情况。在此如将球状化退火时间延长的情况下，球状化分数可达 90% 以上，但碳化物大小超过 $0.3 \mu\text{m}$ 。相反地，在缩短球状化退火时间的情况下，碳化物大小为 $0.3 \mu\text{m}$ 以下，但无法获得 90% 以上的球状化分数。

[0089] 对比钢 6 是热轧时提高冷却停止温度，以形成粗大的珠光体组织后，实施冷轧及球状化退火的钢。这种对比钢 6 的珠光体的渗碳体薄层间隔变得粗大，同时球状化退火速度变慢。结果是，对比钢 6 的最终球状化分数为 87%，无法获得 90% 以上的球状化分数。

[0090] 就对比钢 7 而言，将冷轧时的压下率设置为 10%，但冷轧压下率的减小影响到球状化速度的减小，由此，球状化分数为 71%，有了显著的下降（参照图 2）。

[0091] 对比钢 8 和对比钢 9 表示的是降低或提高球状化温度的情况。在此如降低球状化温度的情况下，球状化速度变慢，球状化分数不够充分。相反地，在把球状化温度提升的情况下，大大提高了碳化物的成长速度，从而获得相对粗大的碳化物（参照图 3）。

[0092] 如上所述，参照本发明的优选实施例说明了热处理性优异且具有微细球状化组织的高碳钢板及其制造方法，但在本技术领域中技艺熟练的技术人员应能理解，在不脱离权利要求书中所记载的本发明精神及领域的范围内，能够以多种方式修正及变更本发明。

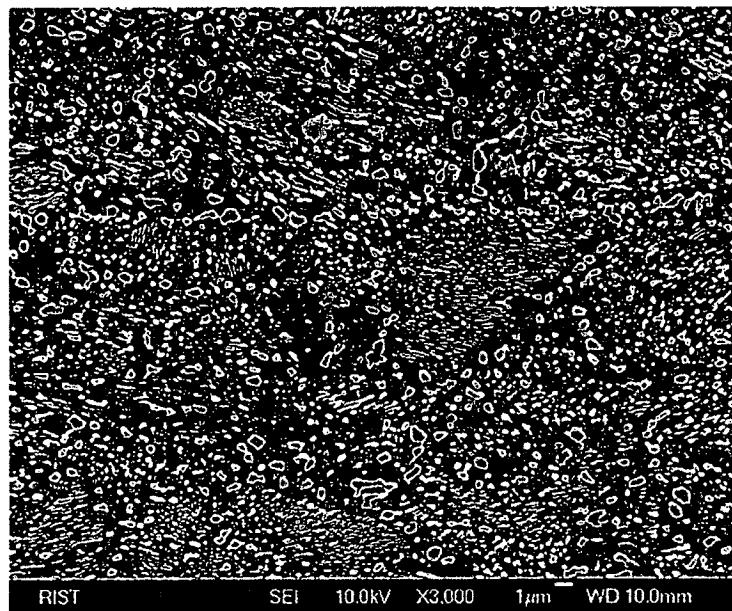


图 1

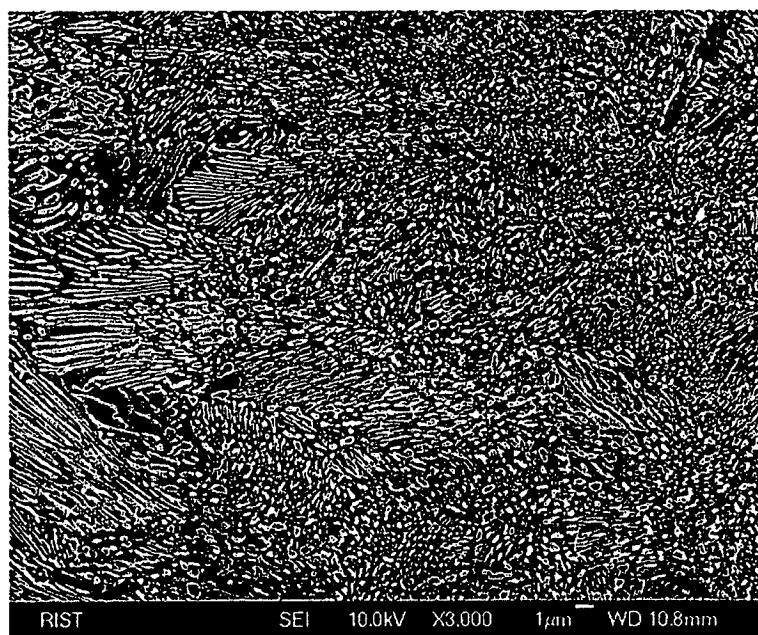


图 2

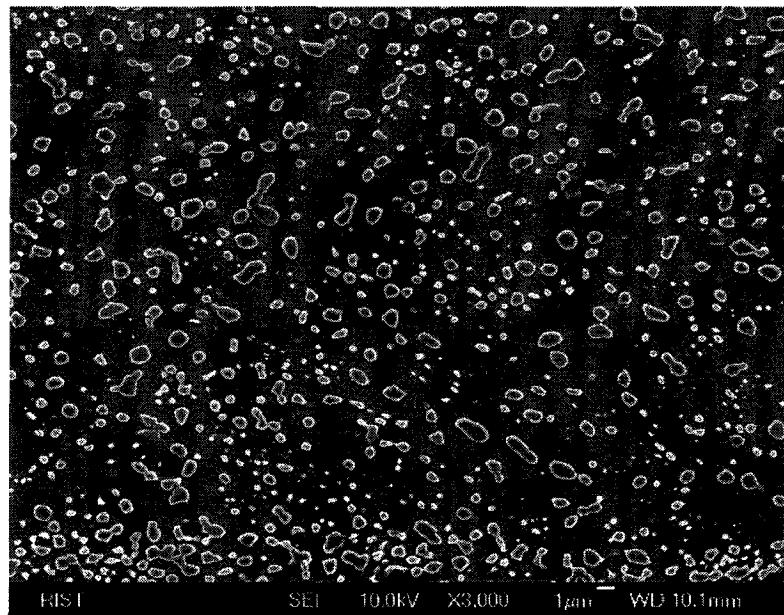


图 3