



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 111448332 B

(45) 授权公告日 2022. 05. 31

(21) 申请号 201880079585.7
(22) 申请日 2018.10.11
(65) 同一申请的已公布的文献号
 申请公布号 CN 111448332 A
(43) 申请公布日 2020.07.24
(30) 优先权数据
 10-2017-0178003 2017.12.22 KR
(85) PCT国际申请进入国家阶段日
 2020.06.09
(86) PCT国际申请的申请数据
 PCT/KR2018/011965 2018.10.11
(87) PCT国际申请的公布数据
 W02019/124693 KO 2019.06.27
(73) 专利权人 POSCO公司
 地址 韩国庆尚北道
(72) 发明人 安衍相 徐昌孝 崔强铉 崔乙镒
(74) 专利代理机构 北京路浩知识产权代理有限公司 11002
 专利代理师 刘成春 安玉

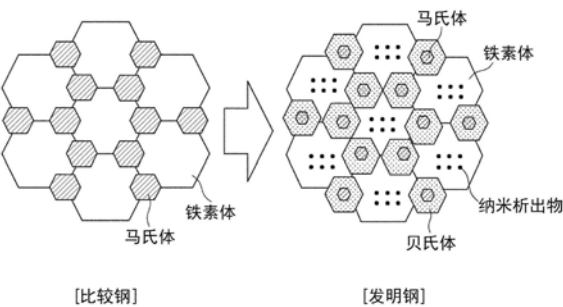
(51) Int.Cl.
 C22C 38/38 (2006.01)
 C22C 38/02 (2006.01)
 C22C 38/06 (2006.01)
 C21D 8/04 (2006.01)
 C21D 9/46 (2006.01)
 C23C 2/06 (2006.01)
 C23C 2/28 (2006.01)
 C22C 38/60 (2006.01)
 C22C 38/22 (2006.01)
(56) 对比文件
 CN 107109588 A, 2017.08.29
 CN 107075649 A, 2017.08.18
 CN 105734410 A, 2016.07.06
 KR 20110119285 A, 2011.11.02
 CN 103917681 A, 2014.07.09
 CN 107002207 A, 2017.08.01
 CN 101326299 A, 2008.12.17
 CN 101910439 A, 2010.12.08
 CN 107164695 A, 2017.09.15

审查员 马娜

权利要求书2页 说明书13页 附图3页

(54) 发明名称
 加工性优异的高强度钢板及其制造方法

(57) 摘要
 本发明的一个方面提供一种高强度钢板,所述高强度钢板的拉伸强度为780MPa级以上,并且具有低屈强比的同时具有优异的延展性(E1)和加工硬化指数(n),因此加工性得到提高。



1. 一种加工性优异的高强度钢板,以重量%计,所述高强度钢板包含:碳(C):0.06-0.18%、硅(Si):1.5%以下且0%除外、锰(Mn):1.7-2.5%、钼(Mo):0.15%以下且0%除外、铬(Cr):1.0%以下且0%除外、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.01%以下、铝(Al):1.0%以下且0%除外、钛(Ti):0.001-0.04%、铌(Nb):0.001-0.04%、氮(N):0.01%以下、硼(B):0.01%以下且0%除外、锑(Sb):0.05%以下且0%除外、余量的Fe和其它不可避免的杂质,微细组织包含面积分数为40%以上的铁素体和余量的贝氏体、新生马氏体和残留奥氏体,与所述贝氏体相邻的新生马氏体的分率(Mb)与所述新生马氏体的总分率(Mt)之比(Mb/Mt)为60%以上,平均粒度为3 μ m以下的微细新生马氏体的分率(Ms)与所述新生马氏体的总分率(Mt)之比(Ms/Mt)为60%以上,

所述高强度钢板在4-6%的变形区间测量的加工硬化指数(n)、延展性(E1)、拉伸强度(TS)和屈强比(YR)的关系满足下述关系式2,

[关系式2]

$$(n \times E1 \times TS) / YR \geq 5000$$

其中,单位为MPa%。

2. 根据权利要求1所述的加工性优异的高强度钢板,其中,所述钢板的C、Si、Al、Mn、Mo和Cr的关系满足下述关系式1,

[关系式1]

$$(Si + Al + C) / (Mn + Mo + Cr) \geq 0.25$$

其中,各元素表示重量含量。

3. 根据权利要求1所述的加工性优异的高强度钢板,其中,所述钢板的至少一面上包含锌系镀层。

4. 根据权利要求1所述的加工性优异的高强度钢板,其中,所述钢板具有780MPa以上的拉伸强度。

5. 一种制造权利要求1所述的加工性优异的高强度钢板的方法,包括以下步骤:

在1050-1300℃的温度范围内,将钢坯进行再加热,以重量%计,所述钢坯包含:碳(C):0.06-0.18%、硅(Si):1.5%以下且0%除外、锰(Mn):1.7-2.5%、钼(Mo):0.15%以下且0%除外、铬(Cr):1.0%以下且0%除外、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.01%以下、铝(Al):1.0%以下且0%除外、钛(Ti):0.001-0.04%、铌(Nb):0.001-0.04%、氮(N):0.01%以下、硼(B):0.01%以下且0%除外、锑(Sb):0.05%以下且0%除外、余量的Fe和其它不可避免的杂质;

将经过加热的所述钢坯在Ar3相变点以上进行热精轧以制造热轧钢板;

在400-700℃的温度范围内,将所述热轧钢板进行收卷;

在所述收卷后,以0.1℃/s以下的冷却速度进行一次冷却,冷却至常温;

在所述冷却后,以40-70%的冷轧压下率进行冷轧以制造冷轧钢板;

在Ac1+30℃至Ac3-20℃的温度范围内,将所述冷轧钢板进行连续退火;

在所述连续退火后,以10℃/s以下且0℃/s除外的冷却速度进行二次冷却,冷却至630-670℃;

在所述二次冷却后,在氢气冷却设备中以5℃/s以上的冷却速度进行三次冷却,冷却至400-500℃;

在所述三次冷却后,保持70秒以上;

在所述保持后,进行热浸镀锌;以及

在所述热浸镀锌后,以1℃/s以上的冷却速度进行最终冷却,冷却至Ms以下。

6.根据权利要求5所述的制造加工性优异的高强度钢板的方法,其中,所述钢坯的C、Si、Al、Mn、Mo和Cr的关系满足下述关系式1,

[关系式1]

$$(\text{Si}+\text{Al}+\text{C}) / (\text{Mn}+\text{Mo}+\text{Cr}) \geq 0.25$$

其中,各元素表示重量含量。

7.根据权利要求5所述的制造加工性优异的高强度钢板的方法,其中,所述热精轧时的出口侧温度满足Ar3至Ar3+50℃。

8.根据权利要求5所述的制造加工性优异的高强度钢板的方法,其中,在所述三次冷却时形成贝氏体相。

9.根据权利要求5所述的制造加工性优异的高强度钢板的方法,其中,所述热浸镀锌后进行最终冷却时形成新生马氏体相。

10.根据权利要求5所述的制造加工性优异的高强度钢板的方法,其中,所述热浸镀锌步骤在430-490℃的锌镀浴中进行。

11.根据权利要求5所述的制造加工性优异的高强度钢板的方法,其中,所述方法还包括所述最终冷却后,以小于1.0%的压下率进行平整轧制的步骤。

加工性优异的高强度钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种用作汽车结构部件的高强度钢板,更详细地,涉及一种加工性优异的高强度钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 就用于汽车的材料而言,根据各种环境管制和能源使用管制,需要使用高强度钢板以提高汽车的燃油效率或耐久性。

[0003] 通常,钢板的强度越高,伸长率越减小,由此存在成型加工性降低的问题,因此需要开发可以弥补该问题的材料。

[0004] 另外,强化钢的方法有固溶强化、析出强化、通过晶粒微细化的强化、相变强化等,但其中的固溶强化和通过晶粒微细化的强化具有难以制造拉伸强度为490MPa级以上的高强度钢的缺点。

[0005] 析出强化型高强度钢是一种通过添加诸如Cu、Nb、Ti、V等碳化物形成元素或氮化物形成元素来形成析出物,从而使钢强化,或者通过微细析出物抑制晶粒的生长,从而通过晶粒的微细化而确保强度的技术。相对于低制造成本,该技术具有可以容易地提高强度的优点,但是由于微细析出物而使得再结晶温度会急剧上升,因此为了实现充分的再结晶以确保延展性,具有需要进行高温退火的缺点。此外,通过在铁素体基体上析出碳化物或氮化物来强化钢,因此在获得拉伸强度为600MPa以上的高强度钢的方面存在局限性。

[0006] 就相变强化型高强度钢而言,已经开发了在铁素体基体中包含硬质马氏体的铁素体-马氏体双相(Dual Phase)钢、利用残留奥氏体的相变诱导塑性的相变诱导塑性(Transformation Induced Plasticity,TRIP)钢或由铁素体和硬质的贝氏体或马氏体的低温组织钢组成的复相(Complexed Phase,CP)钢等。

[0007] 近年来,除了提高汽车的燃油效率和耐久性之外,在碰撞安全性和保护乘客的方面,正在增加使用拉伸强度为780MPa以上的高强度钢板作为车身结构用或加强件(骨架件(member)、座椅导轨(seat rail)和柱(pillar)等)。

[0008] 但是,随着强度逐渐变为高强度化,为了将钢板制造成部件而进行冲压成型的过程中产生裂纹(crack)或褶皱,因此在制造复杂的部件方面达到了极限。

[0009] 为了提高这种高强度钢板的加工性,需要满足在相变强化型高强度钢中最广泛使用的DP钢的特性中的低屈强比(low Yield Ratio),并且相对于现有的DP钢,需要提高延展性(E1)和加工硬化指数(n),如果可以实现这些,则作为用于制造复杂部件的材料,可以扩大高强度钢板的应用。

[0010] 另外,作为提高高强度钢板的加工性的技术,专利文献1公开了由将马氏体作为主相的复合组织组成的钢板。具体地,专利文献1提出了制造高张力钢板的方法,其中,为了提高加工性,将粒径为1-100nm的微细析出铜(Cu)颗粒分散在组织内部。但是,为了析出微细Cu颗粒,需要以2-5重量%的高含量来添加Cu,在这种情况下,可能会发生由Cu引起的红热脆性,并且制造成本会过度增加。

[0011] 作为另一个实例,专利文献2公开了一种钢板,所述钢板具有将铁素体作为基体组织且包含2-10面积%的珠光体(pearlite)的微细组织,并且添加作为析出强化型元素的Nb、Ti、V等元素,从而通过析出强化和晶粒微细化来提高强度。在这种情况下,虽然钢板的扩孔性良好,但在提高拉伸强度方面存在局限性,并且屈服强度高,延展性低,因此冲压成型时具有发生裂纹等缺陷的问题。

[0012] 作为另一个实例,专利文献3公开了一种冷轧钢板,所述冷轧钢板中,通过利用回火马氏体相,从而同时获得高强度和高延展性,并且连续退火后的板形状也优异。但是,在这种情况下存在如下问题,即碳(C)的含量高至0.2%以上,因此焊接性差,并且由于添加大量的Si而导致炉内凹痕缺陷。

[0013] (专利文献1)日本公开专利公报第2005-264176号

[0014] (专利文献2)韩国公开专利公报第2015-0073844号

[0015] (专利文献3)日本公开专利公报第2010-090432号

发明内容

[0016] 要解决的技术问题

[0017] 本发明的一个方面提供一种高强度钢板,所述高强度钢板的拉伸强度为780MPa级以上,并且具有低屈强比的同时具有优异的延展性(E1)和加工硬化指数(n),因此加工性得到提高。

[0018] 技术方案

[0019] 本发明的一个方面提供一种加工性优异的高强度钢板,以重量%计,所述高强度钢板包含:碳(C):0.06-0.18%、硅(Si):1.5%以下(0%除外)、锰(Mn):1.7-2.5%、钼(Mo):0.15%以下(0%除外)、铬(Cr):1.0%以下(0%除外)、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.01%以下、铝(Al):1.0%以下(0%除外)、钛(Ti):0.001-0.04%、铌(Nb):0.001-0.04%、氮(N):0.01%以下、硼(B):0.01%以下(0%除外)、锑(Sb):0.05%以下(0%除外)、余量的Fe和其它不可避免的杂质,微细组织包含面积分数为40%以上的铁素体和余量的贝氏体、初生(fresh)马氏体和残留奥氏体,与所述贝氏体相邻的新生马氏体的分率(Mb)与所述新生马氏体的总分率(Mt)之比(Mb/Mt)为60%以上,平均粒度为3 μ m以下的微细新生马氏体的分率(Ms)与所述新生马氏体的总分率(Mt)之比(Ms/Mt)为60%以上。

[0020] 本发明的另一个方面提供一种制造加工性优异的高强度钢板的方法,所述方法包括以下步骤:在1050-1300℃的温度范围内,将满足上述合金组成的钢坯进行再加热;将经过加热的所述钢坯在Ar3相变点以上进行热精轧以制造热轧钢板;在400-700℃的温度范围内,将所述热轧钢板进行收卷;在所述收卷后,以0.1℃/s以下的冷却速度进行一次冷却,冷却至常温;在所述冷却后,以40-70%的冷轧压下率进行冷轧以制造冷轧钢板;在Ac1+30℃至Ac3-20℃的温度范围内,将所述冷轧钢板进行连续退火;在所述连续退火后,以10℃/s以下(0℃/s除外)的冷却速度进行二次冷却,冷却至630-670℃;在所述二次冷却后,在氢气冷却设备中以5℃/s以上的冷却速度进行三次冷却,冷却至400-500℃;在所述三次冷却后,保持70秒以上;在所述保持后,进行热浸镀锌;以及在所述热浸镀锌后,以1℃/s以上的冷却速度进行最终冷却,冷却至Ms以下。

[0021] 有益效果

[0022] 根据本发明,可以提供一种通过优化合金组成和制造条件而具有高强度的同时加工性得到提高的钢板。

[0023] 如上所述,加工性得到提高的本发明的钢板在冲压成型时可以防止裂纹或褶皱等加工缺陷,因此具有适用于需要加工成复杂的形状的结构用等部件中的效果。

附图说明

[0024] 图1是示出本发明的一个实施例的比较钢和发明钢的微细组织的形状的示意图。其中,发明钢的微细组织的形状仅作为一个实例来示出,并不限定于所图示的形状。

[0025] 图2示出本发明的一个实施例中根据发明钢和比较钢的C、Si、Al、Mn、Mo和Cr之间的浓度比(对应于关系式1)的相占有率(M_b/M_t)的变化。

[0026] 图3示出本发明的一个实施例中根据相占有率(M_b/M_t)的微细新生马氏体相的占有率(M_s/M_t)的变化。

[0027] 图4示出本发明的一个实施例中根据相占有率(M_b/M_t)的机械性能(对应于关系式2)的变化。

[0028] 图5示出本发明的一个实施例中根据微细新生马氏体相的占有率(M_s/M_t)的机械性能(对应于关系式2)的变化。

[0029] 最佳实施方式

[0030] 本发明的发明人进行深入研究以开发如下材料,即具有可以适用于汽车用材料中需要加工成复杂的形状的部件等的水平的加工性的材料。

[0031] 其结果,确认了通过优化合金组成和制造条件,可以提供具有有利于确保所期望的物理性能的组织的高强度钢板,从而完成了本发明。

[0032] 特别是,本发明发现通过在最终组织中导入少量的贝氏体,并在所述贝氏体晶界周围形成新生马氏体(fresh martensite),使得马氏体均匀地分散,并使其尺寸微细化,从而在加工初期就可以有效地分散变形。因此,可以大幅提高应变硬化率,并且缓解局部应力的集中,从而对于大幅提高延展性具有技术意义。

[0033] 以下,对本发明进行详细的说明。

[0034] 本发明的一个方面的加工性优异的高强度钢板,以重量%计,优选包含:碳(C):0.06-0.18%、硅(Si):1.5%以下(0%除外)、锰(Mn):1.7-2.5%、钼(Mo):0.15%以下(0%除外)、铬(Cr):1.0%以下(0%除外)、磷(P):0.1%以下、硫(S):0.01%以下、铝(Al):1.0%以下(0%除外)、钛(Ti):0.001-0.04%、铌(Nb):0.001-0.04%、氮(N):0.01%以下、硼(B):0.01%以下(0%除外)、锑(Sb):0.05%以下(0%除外)。

[0035] 下面,对如上控制所述高强度钢板的合金组成的理由进行详细的说明。此时,除另有说明外,各合金组成的含量表示重量%。

[0036] C:0.06-0.18%

[0037] 碳(C)是为了增强钢的相变组织而添加的主要元素。这种C促进钢的高强度化,并促进复合组织钢中马氏体的形成。随着所述C的含量增加,钢中马氏体量也会增加。

[0038] 但是,当这种C的含量超过0.18%时,由于钢中的马氏体量增加,强度变高,但是与碳浓度相对低的铁素体的强度差异会增加。这种强度差异的问题在于,在施加应力时在相之间的界面容易发生破裂,因此延展性和应变硬化率会降低。此外,由于焊接性差,在加工

客户的部件时会发生焊接缺陷。另一方面,当所述C的含量小于0.06%时,难以确保所期望的强度。

[0039] 因此,本发明中优选将所述C的含量控制为0.06-0.18%。更有利地,所述C的含量可以为0.08%以上,进一步有利地,可以为0.1%以上。

[0040] Si:1.5%以下(0%除外)

[0041] 硅(Si)是铁素体稳定化元素,其促进铁素体相变,并促进C富集在未相变奥氏体,从而是促进马氏体的形成的元素。此外,硅具有优异的固溶强化能力,从而通过提高铁素体的强度而有效地减少相之间的硬度差,并且硅是在不降低钢板的延展性的情况下确保强度的有效的元素。

[0042] 当这种Si的含量超过1.5%时,引起表面氧化皮缺陷,因此镀覆表面质量差,并且阻碍化学转化处理性。

[0043] 因此,本发明中优选将所述Si的含量控制为1.5%以下,并且0%除外。更优选地,所述Si的含量可以为0.3-1.0%。

[0044] Mn:1.7-2.5%

[0045] 锰(Mn)具有以下效果,即在不降低延展性的情况下使颗粒微细化,并使钢中的硫(S)析出为MnS,从而防止FeS的生成所导致的热脆性。此外,所述Mn是强化钢的元素,并且起到降低在复合组织钢中获得马氏体相的临界冷却速度的作用,从而对于更容易地形成马氏体是有效的。

[0046] 当这种Mn的含量小于1.7%时,不仅无法获得上述的效果,而且难以确保所期望的水平的强度。另一方面,当Mn的含量超过2.5%时,发生焊接性和热轧性等问题的可能性高,并且形成过多的马氏体而导致材质不稳定,而且组织内形成Mn带(Band)(Mn氧化物带),从而发生加工裂纹和板断裂的风险变高。此外,退火时在表面溶出Mn氧化物,从而大大阻碍镀覆性能。

[0047] 因此,本发明中优选将所述Mn的含量控制为1.7-2.5%。更有利地,所述Mn的含量可以为1.8-2.3%。

[0048] Mo:0.15%以下(0%除外)

[0049] 钼(Mo)是为了延迟奥氏体转变为珠光体的同时提高铁素体的微细化和强度而添加的元素。这种Mo提高钢的淬透性,在晶界(grain boundary)微细地形成马氏体,从而具有可以控制屈强比的优点。但是,所述钼(Mo)为高价的元素,其含量越高,在制造上越不利,因此优选适当地控制其含量。

[0050] 为了充分地获得上述的效果,最多可以添加0.15%的所述Mo。如果所述Mo的含量超过0.15%,则导致合金成本急剧上升,从而降低经济性,并且由于过度的晶粒微细化效果和固溶强化效果,反而会降低钢的延展性。

[0051] 因此,本发明中优选将所述Mo的含量控制为0.15%以下,并且0%除外。

[0052] Cr:1.0%以下(0%除外)

[0053] 铬(Cr)是为了提高钢的淬透性并确保高强度而添加的元素。这种Cr对于马氏体的形成是有效的,并且相对于强度的上升,最小化延展性的降低,从而有利于制造具有高延展性的复合组织钢。特别是,在热轧过程中形成如 Cr_{23}C_6 的Cr系碳化物,其在退火过程中一部分被熔解,一部分未被熔解而残留,冷却后可以将马氏体内固溶C的量控制为适当水平以

下,从而抑制屈服点延伸(YP-E1)的发生,并且具有有利于制造屈强比低的复合组织钢的效果。

[0054] 在本发明的一个方面,所述Cr的添加促进淬透性的提高,使得易于形成马氏体,但是当所述Cr的含量超过1.0%时,不仅其效果会饱和,而且过度增加热轧强度,因此冷轧性差。此外,Cr系碳化物的分率增加且粗大化,因此退火后马氏体的尺寸粗大化,导致伸长率降低。

[0055] 因此,本发明中优选将所述Cr的含量控制为1.0%以下,并且0%除外。

[0056] P:0.1%以下

[0057] 磷(P)是固溶强化效果最大的置换型元素,且是改善平面各向异性,并在不大幅降低成型性的情况下有利于确保强度的元素。但是,添加过多的这种P时,大大增加发生脆性断裂的可能性,在热轧过程中板坯发生板断裂的可能性变高,并且阻碍镀覆表面特性。

[0058] 因此,本发明中优选将所述P的含量控制为0.1%以下,考虑到不可避免地添加的水平,0%除外。

[0059] S:0.01%以下

[0060] 硫(S)是钢中的杂质元素,且是不可避免地添加的元素,其阻碍延展性和焊接性,因此优选将所述S的含量尽可能控制得低。特别是,所述S具有提高发生红热脆性的可能性的问题,因此优选将其含量控制为0.01%以下。但是,考虑到在制造过程中不可避免地添加的水平,0%除外。

[0061] Al:1.0%以下(0%除外)

[0062] 铝(Al)是为了钢的粒度微细化和脱氧而添加的元素。此外,铝是铁素体稳定化元素,其使铁素体内的碳分布在奥氏体中,从而对于提高马氏体的淬透性是有效的,并且在贝氏体区域保持时,铝有效地抑制贝氏体内碳化物的析出,从而是提高钢板的延展性的有效的元素。

[0063] 当这种Al的含量超过1.0%时,有利于通过晶粒微细化效果来提高强度,但是在炼钢连铸操作时,形成过多的夹杂物,从而在镀覆钢板上发生表面不良的可能性变高。此外,导致制造成本的上升。

[0064] 因此,本发明中优选将所述Al的含量控制为1.0%以下,并且0%除外。更有利地,所述Al的含量可以为0.7%以下。

[0065] Ti:0.001-0.04%,Nb:0.001-0.04%

[0066] 钛(Ti)和铌(Nb)是对提高强度和通过形成微细析出物的晶粒微细化有效的元素。具体地,所述Ti和Nb与钢中的C结合形成纳米尺寸的微细的析出物,这起到强化基体组织而减少相之间的硬度差的作用。

[0067] 当这种Ti和Nb的含量分别小于0.001%时,不能充分确保上述的效果,但当Ti和Nb的含量分别超过0.04%时,制造成本上升,并且形成过多的析出物,从而可能会大大阻碍延展性。

[0068] 因此,本发明中优选将所述Ti和Nb分别控制为0.001-0.04%。

[0069] N:0.01%以下

[0070] 氮(N)是使奥氏体稳定化的有效元素,但是当N的含量超过0.01%时,钢的精炼成本会急剧增加,并且由于形成AlN析出物,会大大增加连铸时发生裂纹的风险。

[0071] 因此,本发明中优选将所述N的含量控制为0.01%以下,但是考虑到不可避免地添加的水平,0%除外。

[0072] B:0.01%以下(0%除外)

[0073] 硼(B)是在退火中进行冷却的过程中有利于延迟奥氏体转变为珠光体的元素。此外,硼是抑制铁素体的形成,并促进马氏体的形成的淬透性元素。

[0074] 当这种B的含量超过0.01%时,表面上富集过多的B,导致镀覆粘附性变差。

[0075] 因此,本发明中优选将所述B的含量控制为0.01%以下,并且0%除外。

[0076] Sb:0.05%以下(0%除外)

[0077] 锑(Sb)分布在晶界上,并起到延迟Mn、Si、Al等氧化性元素通过晶界扩散的作用。因此,锑具有以下效果,即抑制氧化物的表面富集,并有利于抑制由温度的上升和热轧工艺变化引起的表面富集物的粗大化。

[0078] 当这种Sb的含量超过0.05%时,不仅其效果会饱和,而且制造成本会上升,并且加工性会变差。

[0079] 因此,本发明中优选将所述Sb的含量控制为0.05%以下,并且0%除外。

[0080] 本发明的其余成分是铁(Fe)。但是,在通常的制造过程中,从原料或周围环境不可避免地混入不期望的杂质,因此无法将其进行排除。这些杂质对于通常的制造过程的技术人员而言是众所周知的,因此本说明书中对其所有内容不作特别说明。

[0081] 另外,在本发明中,为了确保所期望的高强度的同时提高应变硬化率和延展性来确保优异的加工性,满足上述合金组成的钢板的微细组织需要如下组成。

[0082] 具体地,本发明的高强度钢板的微细组织优选包含面积分数为40%以上的铁素体和余量的贝氏体、初生(fresh)马氏体和残留奥氏体。

[0083] 在上述余量的组织中,形成少量的贝氏体相,例如形成30面积%以下(0面积%除外)的贝氏体相,从而可以获得减少铁素体和马氏体的相之间的硬度差的效果。

[0084] 更优选地,可以包含55面积%以下的所述铁素体,并且可以包含35面积%以下的新生马氏体相。

[0085] 此外,优选地,在本发明的高强度钢板中,与所述贝氏体相邻的新生马氏体的分率(Mb)与所述新生马氏体的总分率(Mt)之比(Mb/Mt)为60%以上,并且平均粒度为3 μ m以下的微细新生马氏体的分率(Ms)与所述新生马氏体的总分率(Mt)之比(Ms/Mt)为60%以上。

[0086] 其中,与贝氏体相邻是指存在于贝氏体相的周围,作为一个实例,如图1所示,新生马氏体相可以存在于贝氏体相内。作为另一个实例,新生马氏体相可以存在于贝氏体相的晶界周围,但并不限于此。

[0087] 如图1所示,本发明中通过导入少量的贝氏体相,并在所述贝氏体相的内部或周围形成新生马氏体,整体上形成微细的新生马氏体相,从而在钢中均匀地分散新生马氏体,并且可以抑制阻碍加工性的马氏体带的形成。

[0088] 但是,当与贝氏体相邻的新生马氏体的占有率(Mb/Mt)小于60%时,无法确保60%以上的平均粒度小于3 μ m的微细新生马氏体的占有率(Ms/Mt),从而无法充分获得新生马氏体的分散效果,并且可能会形成马氏体带组织。

[0089] 另外,根据本发明的一个方面,上述组织,即形成贝氏体相并且Mb/Mt为60%以上且Ms/Mt为60%以上的组织可以通过使上述合金元素中的C、Si、Al、Mn、Mo及Cr的关系满足

下述关系式1并控制以下描述的制造条件来获得。

[0090] [关系式1]

[0091] $(\text{Si} + \text{Al} + \text{C}) / (\text{Mn} + \text{Mo} + \text{Cr}) \geq 0.25$

[0092] (其中,各元素表示重量含量。)

[0093] 所述[关系式1]中,Si和Al是铁素体稳定化元素,其促进铁素体相变,并促进C富集在未相变奥氏体,从而是有助于形成马氏体的元素。C也是促进C富集在未相变奥氏体而有助于马氏体的形成和分率调整的元素。另一方面,Mn、Mo、Cr是有助于提高淬透性的元素,但是与所述Si、Al、C一样的有助于使C富集在奥氏体的效果相对小。因此,通过控制促进C富集在奥氏体的Si、Al、C与有利于提高淬透性的Mn、Mo、Cr的比例,从而可以获得本发明所期望的微细组织。

[0094] 更优选地,当本发明中提供的钢板的厚度 $1/4t$ (其中, t 表示钢的厚度(mm))位置处的C、Si、Al、Mn、Mo和Cr的成分关系满足关系式1时,可以确保60%以上的与贝氏体相邻的新生马氏体的占有率(M_b/M_t) (参考图2)。

[0095] 本发明的高强度钢板具有如上所述的组织,从而可以最小化相之间的硬度差,并且在塑性变形初期步骤中,在低应力下开始变形,因此降低屈强比,并且在加工时有效地分散变形,从而可以提高应变硬化率。

[0096] 不仅如此,上述的组织在颈缩(necking)之后缓解局部应力和变形的集中,延迟引起延性断裂的孔隙(void)的生成、生长和结合,从而可以促进延展性的提高。

[0097] 具体地,本发明的高强度钢板具有780MPa以上的拉伸强度,并且在4-6%的变形区间测量的加工硬化指数(n)、延展性($E1$)、拉伸强度(TS)和屈强比(YR)的关系可以满足下述关系式2。

[0098] [关系式2]

[0099] $(n \times E1 \times TS) / YR \geq 5000$

[0100] (其中,单位是MPa%。)

[0101] 不仅如此,本发明的高强度钢板在铁素体内形成纳米尺寸的析出物,从而可以进一步最小化相之间的硬度差。此时,以圆当量直径为基准,所述纳米尺寸的析出物可以是具有平均30nm以下,优选具有1-30nm的尺寸的Nb系析出物和/或Ti系析出物。

[0102] 而且,本发明的高强度钢板可以在至少一面上包含锌系镀层。

[0103] 以下,对本发明的另一个方面的制造本发明所提供的加工性优异的高强度钢的方法进行详细的说明。

[0104] 简而言之,本发明可以通过[钢坯再加热-热轧-收卷-冷轧-连续退火-冷却-热浸镀锌-冷却]工艺制造所期望的高强度钢板,下面对各步骤的条件进行详细的说明。

[0105] [钢坯再加热]

[0106] 首先,将具有上述成分体系的钢坯进行再加热。本工艺是为了顺利地进行后续的热轧工艺并充分获得所期望的钢板的物理性能而进行。在本发明中,对这种再加热工艺的工艺条件不作特别限制,只要是常规条件即可。作为一个实例,可以在1050-1300℃的温度范围内进行再加热工艺。

[0107] [热轧]

[0108] 可以将如上所述经过加热的钢坯在 A_{r3} 相变点以上进行热精轧,此时的出口侧温

度优选满足 Ar_3 至 $Ar_3+50^{\circ}C$ 。

[0109] 当所述热精轧时的出口侧温度小于 Ar_3 时,进行铁素体和奥氏体的两相区轧制,从而有可能导致材质不均匀。另一方面,当出口侧温度超过 $Ar_3+50^{\circ}C$ 时,由于高温轧制而形成异常粗大的晶粒,有可能导致材质不均匀,因此后续冷却时会发生卷材变形的现象。

[0110] 另外,所述热精轧时的入口侧的温度可以为 $800-1000^{\circ}C$ 的温度范围。

[0111] [收卷]

[0112] 优选地,将如上所述制造的热轧钢板进行收卷。

[0113] 所述收卷优选在 $400-700^{\circ}C$ 的温度范围内进行,如果所述收卷温度小于 $400^{\circ}C$,则形成过多的马氏体或贝氏体,从而导致热轧钢板的强度过度增加,因此在之后的冷轧时可能引起由于负荷而导致的形状不良等问题。另一方面,当收卷温度超过 $700^{\circ}C$ 时,钢中的Si、Mn及B等降低热浸镀锌的湿润性的元素的表面富集和内部氧化可能变得严重。

[0114] [一次冷却]

[0115] 优选地,以 $0.1^{\circ}C/s$ 以下($0^{\circ}C/s$ 除外)的平均冷却速度将经过收卷的所述热轧钢板冷却至常温。更有利地,可以以 $0.05^{\circ}C/s$ 以下的平均冷却速度进行,进一步有利地,可以以 $0.015^{\circ}C/s$ 以下的平均冷却速度进行。

[0116] 如上所述,以缓慢的冷却速度将经过收卷的热轧钢板进行冷却,从而可以获得微细地分散有成为奥氏体的成核位点的碳化物的热轧钢板。即,在热轧过程中使微细的碳化物均匀地分散在钢中,从而在退火时碳化物溶解,可以微细地分散并形成奥氏体,因此在完成退火后可以获得均匀分散的微细马氏体。

[0117] [冷轧]

[0118] 可以将经过收卷和冷却的所述热轧钢板进行冷轧以制造冷轧钢板。

[0119] 此时,所述冷轧优选以 $40-70\%$ 的冷轧压下率进行,如果所述冷轧压下率小于 40% ,不仅难以确保所期望的厚度,而且难以矫正钢板的形状。另一方面,当所述冷轧压下率超过 70% 时,在钢板的边缘(edge)部发生裂纹的可能性高,并导致冷轧负荷。

[0120] [连续退火]

[0121] 优选地,将如上所述制造的冷轧钢板进行连续退火处理。作为一个实例,所述连续退火处理可以在连续合金化热浸镀炉中进行。

[0122] 所述连续退火步骤是为了再结晶的同时形成铁素体和奥氏体相,且分解碳的工艺。

[0123] 所述连续退火处理优选在 $Ac_1+30^{\circ}C$ 至 $Ac_3-20^{\circ}C$ 的温度范围内进行,更有利地,可以在 $770-820^{\circ}C$ 的温度范围内进行。

[0124] 当所述连续退火时的温度小于 $Ac_1-20^{\circ}C$ 时,不能实现充分的再结晶,而且难以形成充分的奥氏体,从而退火后无法确保所期望水平的马氏体相和贝氏体相的分率。另一方面,当所述连续退火时的温度超过 $Ac_3+30^{\circ}C$ 时,生产性降低,并且形成过多的奥氏体相,在冷却后大大增加马氏体相和贝氏体相的分率,从而使屈服强度增加且延展性减小,因此难以确保低屈强比和高延展性。此外, Si、Mn、B等阻碍热浸镀锌的润湿性的元素的表面富集变得严重,从而可能使镀覆表面质量降低。

[0125] [分段冷却]

[0126] 优选地,将如上所述经过连续退火处理的冷轧钢板进行分段冷却。

[0127] 具体地,所述冷却优选以 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下($0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 除外)的平均冷却速度进行冷却(此时的冷却称为二次冷却)至 $630\text{--}670^{\circ}\text{C}$,然后以 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的平均冷却速度进行冷却(此时的冷却称为三次冷却)至 $400\text{--}500^{\circ}\text{C}$ 。

[0128] 当所述二次冷却时的终止温度小于 630°C 时,由于过低的温度,碳的扩散活动度低,铁素体内碳的浓度增加,从而增加屈强比,并且增加加工时发生裂纹的倾向。另一方面,当所述二次冷却时的终止温度超过 670°C 时,在碳的扩散方面有利,但是具有后续冷却(三次冷却)时需要过高的冷却速度的缺点。此外,当所述二次冷却时的平均冷却速度超过 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,不能实现充分的碳的扩散。此外,对所述平均冷却速度的下限不作特别限定,但是考虑到生产性,可以以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上进行。

[0129] 以上述的条件完成二次冷却后,优选进行三次冷却,但是当所述三次冷却时的终止温度小于 400°C 或超过 500°C 时,难以导入贝氏体相,因此不能有效地降低相之间的硬度差。此外,当所述三次冷却时的平均冷却速度小于 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,可能无法以所期望的水平形成贝氏体相。另外,对所述平均冷却速度的上限不作特别限定,通常的技术人员可以考虑冷却设备的具体规格并适当地进行选择。作为一个实例,可以在 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下进行。

[0130] 并且,所述三次冷却可以使用利用氢气(H_2gas)的氢气冷却设备。如上所述,通过利用氢气冷却设备进行冷却,可以获得抑制所述三次冷却时可能会发生的表面氧化的效果。

[0131] 另外,如上所述进行分段冷却时,三次冷却时的冷却速度可以比二次冷却时的冷却速度快,在本发明中,以上述的条件进行三次冷却时,可以形成贝氏体相。

[0132] [保持]

[0133] 如上所述完成分段冷却后,优选在冷却的温度范围内保持70秒以上。

[0134] 这是为了使碳富集在与上述三次冷却时形成的贝氏体相相邻的未相变奥氏体相。即,旨在完成后续的所有工艺后在与贝氏体相邻的区域形成微细的新生马氏体相。

[0135] 此时,当保持时间小于70秒时,富集在未相变奥氏体相的碳量不足,从而无法确保所期望的微细组织。

[0136] 更优选地,可以保持70-200秒以内。

[0137] [热浸镀锌]

[0138] 如上所述经过分段冷却和保持工艺后,优选将钢板浸渍在热浸镀锌系浴以制造热浸镀锌系钢板。

[0139] 此时,热浸镀锌可以以常规的条件进行,作为一个实例,可以在 $430\text{--}490^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内进行。此外,对所述热浸镀锌时的热浸镀锌系浴的组分不作特别限定,可以是纯锌镀浴或包含Si、Al、Mg等的锌系合金镀浴。

[0140] [最终冷却]

[0141] 在完成所述热浸镀锌后,优选以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的冷却速度冷却至 M_s (马氏体相变起始温度)以下。在该过程中,可以在钢板(其中,钢板对应于镀层下部的母材)的与贝氏体相相邻的区域形成微细的新生马氏体(fresh martensite)相。

[0142] 当所述冷却时的终止温度超过 M_s 时,无法充分确保新生马氏体相,当平均冷却速度小于 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,由于过慢的冷却速度,可能形成不均匀的新生马氏体相。更有利地,可以以 $1\text{--}100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度进行冷却。

[0143] 所述冷却时,即使冷却至常温,也不会对确保所期望的组织产生影响,其中常温可以表示10-35℃左右。

[0144] 另外,根据需要,在最终冷却前,可以将热浸镀锌系钢板进行合金化热处理来获得合金化热浸镀锌系钢板。在本发明中,对合金化热处理工艺条件不作特别限制,只要是通常的条件即可。作为一个实例,可以在480-600℃的温度范围内进行合金化热处理工艺。

[0145] 接着,根据需要,将最终冷却的热浸镀锌系钢板或合金化热浸镀锌系钢板进行平整轧制,从而在位于马氏体周围的铁素体形成大量的位错,因此可以进一步提高烘烤硬化性。

[0146] 此时,压下率优选小于1.0% (0%除外)。如果压下率为1.0%以上,则虽然在形成位错方面有利,但由于设备能力的局限性,可能导致发生板断裂等副作用。

[0147] 如上所述制造的本发明的高强度钢板的微细组织可以包含面积分数为40%以上的铁素体和余量的贝氏体、初生 (fresh) 马氏体和残留奥氏体。此外,与所述贝氏体相邻的马氏体的分率 (Mb) 与所述新生马氏体的总分率 (Mt) 之比 (Mb/Mt) 为60%以上,平均粒度为3 μm以下的微细新生马氏体的分率 (Ms) 与所述新生马氏体的总分率 (Mt) 之比 (Ms/Mt) 满足60%以上,从而可以获得大幅减少相之间的硬度差的效果。

[0148] 以下,通过实施例对本发明进行更具体的说明。但是,需要注意的是,下述实施例仅用于例示本发明而进行更详细的说明,而并不用于限定本发明的权利范围。这是因为本发明的权利范围由权利要求书中记载的内容和由此合理推导的内容所决定。

具体实施方式

[0149] (实施例)

[0150] 制造具有下述表1所示的合金组成的钢坯,然后将所述钢坯加热至1050-1250℃的温度范围,然后以下述表2所示的条件进行热轧、冷却和收卷,从而制造热轧钢板。

[0151] 之后,将各个热轧钢板进行酸洗,然后以40-70%的冷轧压下率进行冷轧,从而制造冷轧钢板,然后以下述表2所示的条件进行连续退火处理,然后进行分段冷却 (二次冷却和三次冷却),然后在三次冷却终止温度下保持70-100秒的范围。此时,三次冷却是在氢气冷却设备中进行。

[0152] 之后,在430-490℃的热浸镀锌浴 (0.1-0.3%的Al-余量的Zn) 中进行镀锌处理,然后在最终冷却后以0.2%进行平整轧制,从而制造热浸镀锌系钢板。

[0153] 观察如上所述制造的各个钢板的微细组织,并评价机械特性和镀覆特性,然后将其结果示于下述表3中。

[0154] 此时,对各个试片的拉伸试验是利用ASTM标准,以L方向进行试验。此外,应变硬化率 (n) 是测量了VDA (德国汽车协会) 标准中示出的4-6%的变形率区间的应变硬化率值。

[0155] 并且,微细组织的分率是分析了钢板厚度1/4t位置处的基体组织。具体地,用硝酸乙醇 (Nital) 腐蚀后,利用FE-SEM和图像分析仪 (Image analyzer) 测量了铁素体、贝氏体、新生马氏体、奥氏体的分率。

[0156] 另外,利用透射电子显微镜 (Transmission Electron Microscopy, TEM)、能量色散谱仪 (Energy Dispersive Spectroscopy, EDS) 和EDS分析装置测量各钢板的1/4t位置处的C、Si、Al、Mn、Mo、Cr的浓度。

[0157] 而且,对于各钢板是否发生未镀覆,用SEM观察时确认是否存在没有形成镀层的区域,存在没有形成镀层的区域时,评价为未镀覆。

[0158] [表1]

[0159]

类别	合金组成(重量%)													成分比
	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Cr	Ti	Nb	N	B	Sb	
发明钢1	0.14	0.60	2.0	0.020	0.003	0.03	0.001	0.02	0.002	0.020	0.005	0.005	0.02	0.38
发明钢2	0.12	0.30	1.85	0.020	0.003	0.33	0.02	0.20	0.020	0.002	0.006	0.001	0.021	0.36
发明钢3	0.13	0.50	2.1	0.021	0.007	0.20	0.03	0.34	0.001	0.023	0.004	0.002	0.025	0.34
发明钢4	0.09	0.60	2.3	0.023	0.005	0.22	0.09	0.85	0.010	0.014	0.006	0.002	0.03	0.28
发明钢5	0.07	0.80	2.3	0.031	0.004	0.04	0.12	0.50	0.005	0.017	0.004	0.001	0.03	0.31
发明钢6	0.10	0.60	2.3	0.015	0.005	0.02	0.005	0.30	0.001	0.020	0.005	0.001	0.02	0.28
比较钢1	0.08	0.20	2.3	0.009	0.001	0.25	0.07	0.02	0.012	0.013	0.004	0.0005	0.02	0.22
比较钢2	0.15	0.21	1.8	0.025	0.002	0.02	0.03	0.21	0.021	0.003	0.005	0	0.02	0.19
比较钢3	0.13	0.19	2.1	0.006	0.001	0.037	0.12	0.50	0.002	0.024	0.006	0.0001	0.02	0.13
比较钢4	0.09	0.30	2.26	0.016	0.001	0.032	0.049	0.39	0.002	0.004	0.004	0.0007	0.02	0.16
比较钢5	0.07	0.06	2.6	0.009	0.001	0.21	0.07	0.03	0.012	0.013	0.005	0.0005	0.002	0.13
比较钢6	0.17	0.02	1.8	0.020	0.003	0.03	0.02	0.02	0.010	0.020	0.006	0.001	0.02	0.12

[0160] (表1中,成分比是表示各钢的关系式 $1[(Si+Al+C)/(Mn+Mo+Cr)]$ 的值。)

[0161] [表2]

[0162]

类别	出口侧温度(℃)	收卷温度(℃)	一次冷却(℃/s)	退火温度(℃)	二次冷却		三次冷却		最终冷却	
					速度(℃/s)	温度(℃)	速度(℃/s)	温度(℃)	速度(℃/s)	温度(℃)
发明钢1	917	601	0.009	790	2.6	650	11.1	440	7.9	20
发明钢2	902	650	0.013	820	3.2	655	10.9	450	7.5	43
发明钢3	906	580	0.012	780	2.9	631	14.3	411	7.7	33
发明钢4	922	683	0.014	811	3.6	657	11.5	475	7.6	38
发明钢5	901	645	0.011	780	2.3	662	15.3	428	7.8	27
发明钢6	890	560	0.007	820	3.4	645	10.1	498	8.4	25
比较钢1	860	350	2.3	760	1.2	640	14.1	430	7.7	30
比较钢2	918	640	0.311	790	3.9	590	19.2	300	6.5	100
比较钢3	791	100	0.011	810	2.7	670	8.1	540	7.5	44
比较钢4	911	612	0.516	770	4.3	550	13.1	350	7.8	25
比较钢5	892	530	8.3	840	3.1	680	8.3	550	7.7	33
比较钢6	960	719	0.007	850	3.1	691	18.3	410	7.3	56

[0163] [表3]

[0164]

类别	微细组织(分率%)					占有率		机械性能						未 镀覆
	F	B+A	Mt	Mb	Ms	Mb/Mt	Ms/Mt	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	YR	n	关系 式2	
发明 钢1	43	29	28	22	21	79	75	421	836	21.2	0.50	0.207	7337	无
发明 钢2	47	33	20	18	17	90	85	406	781	22.1	0.52	0.223	7402	无
发明 钢3	42	25	33	24	23	73	70	447	889	20.1	0.50	0.181	6469	无
发明 钢4	47	29	24	18	17	75	71	420	809	19.1	0.52	0.196	5824	无
发明 钢5	50	20	30	20	20	67	67	413	836	19.3	0.49	0.194	6388	无
发明 钢6	43	38	19	12	12	63	63	431	793	19.1	0.54	0.191	5357	无
比较 钢1	57	15	28	15	15	54	54	478	821	16.1	0.58	0.171	3897	无
比较 钢2	48	16	36	17	16	47	44	521	876	17.6	0.59	0.148	3867	无
比较 钢3	47	15	38	13	15	34	39	512	891	16.5	0.57	0.155	3998	无
比较 钢4	60	20	20	6	6	30	30	502	795	18.8	0.63	0.149	3535	无
比较 钢5	58	14	28	8	10	29	36	491	840	13.8	0.58	0.145	2898	有
比较 钢6	47	19	34	9	11	26	32	540	892	13.3	0.61	0.118	2294	有

[0165] (表3中,F表示铁素体相的总分率,B表示贝氏体相的总分率,A表示奥氏体相的总分率,Mt表示新生马氏体相的总分率。此外,YS表示屈服强度,TS表示拉伸强度,E1表示伸长率,YR表示屈强比,n表示应变硬化率。并且,关系式2表示 $[(n \times E1 \times TS) / YR]$ 的计算值。

[0166] 此外,占有率是以百分比表示,并以(Mb/Mt)值和(Ms/Mt)值分别乘以100的值来表示。)

[0167] 如所述表1至表3所示,可以确认钢的合金组成、成分比(关系式1)和制造条件全部满足本发明所提出的条件的发明钢1至发明钢6形成了所期望的微细组织,因此具有屈强比为0.6以下的低屈强比,而且 $(n \times E1 \times TS) / YR$ 的值超过5000,从而具有优异的加工性。

[0168] 而且,可以确认发明钢1至发明钢6均具有良好的镀覆特性。

[0169] 另一方面,可知钢的合金组成、成分比及制造条件中的一种以上条件脱离本发明中所提出的条件的比较钢1至比较钢6未能获得本发明所期望的微细组织,因此所确保的屈强比高或 $(n \times E1 \times TS) / YR$ 的值小于5000,从而加工性未能得到提高。

[0170] 其中,比较钢5和比较钢6的情况下,镀覆性也差,因此发生了未镀覆。

[0171] 图2示出在发明钢和比较钢的厚度 $1/4t$ 位置处的根据C、Si、Al、Mn、Mo和Cr之间的浓度比(对应于关系式1)的相占有率(Mb/Mt)的变化。

[0172] 如图2所示,可知只有C、Si、Al、Mn、Mo和Cr之间的浓度比确保为0.25以上时,才能获得所期望的组织。

[0173] 图3示出根据相占有率(Mb/Mt)的微细新生马氏体相的占有率(Ms/Mt)的变化。

[0174] 如图3所示,可知与贝氏体相邻的新生马氏体相的占有率 (M_b/M_t) 为60%以上时,可以获得所期望的组织。

[0175] 图4示出根据相占有率 (M_b/M_t) 的机械性能 (对应于关系式2) 的变化。

[0176] 如图4所示,可知只有与贝氏体相邻的新生马氏体相的占有率 (M_b/M_t) 为60%以上时, $(n \times E1 \times TS) / YR$ 的值才能确保为5000以上。

[0177] 图5示出根据微细新生马氏体相的占有率 (M_s/M_t) 的机械性能 (对应于关系式2) 的变化。

[0178] 如图5所示,可知只有微细新生马氏体相的占有率 (M_s/M_t) 为60%以上时, $(n \times E1 \times TS) / YR$ 的值才能确保为5000以上。

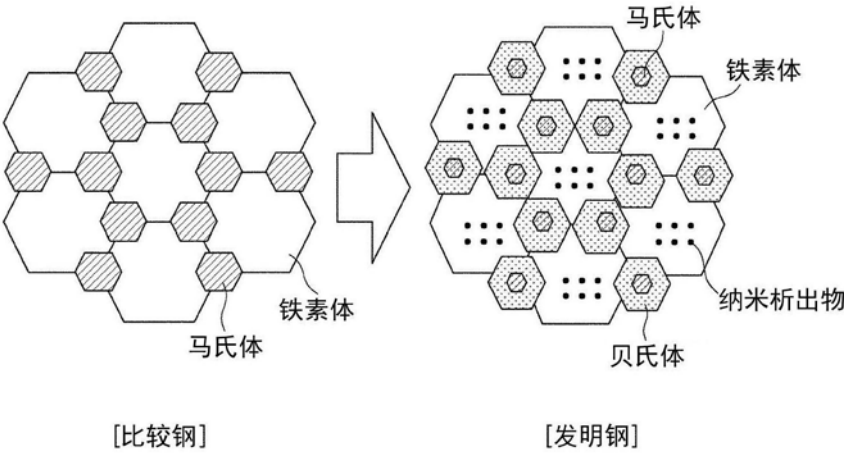


图1

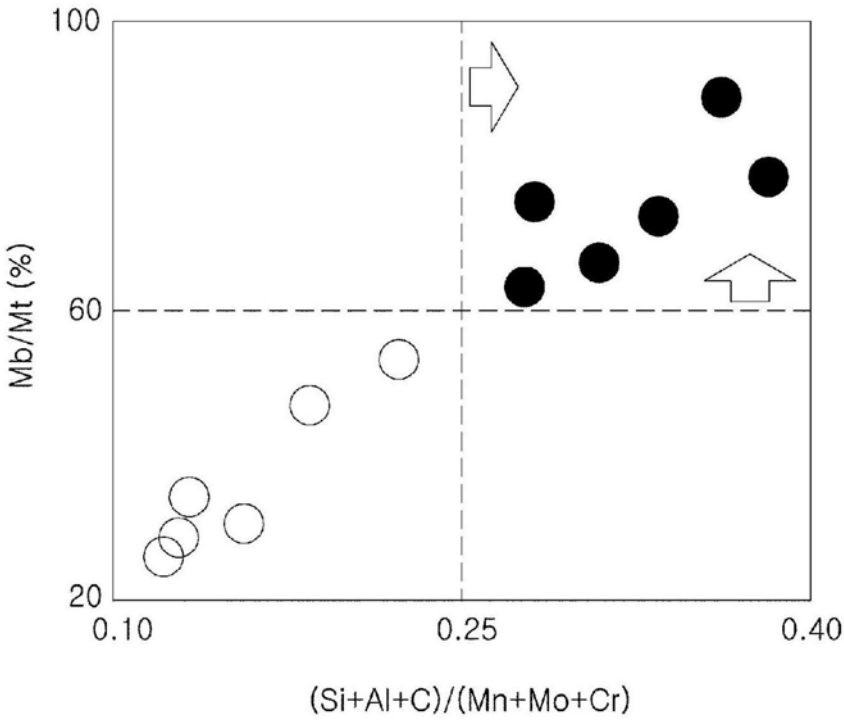


图2

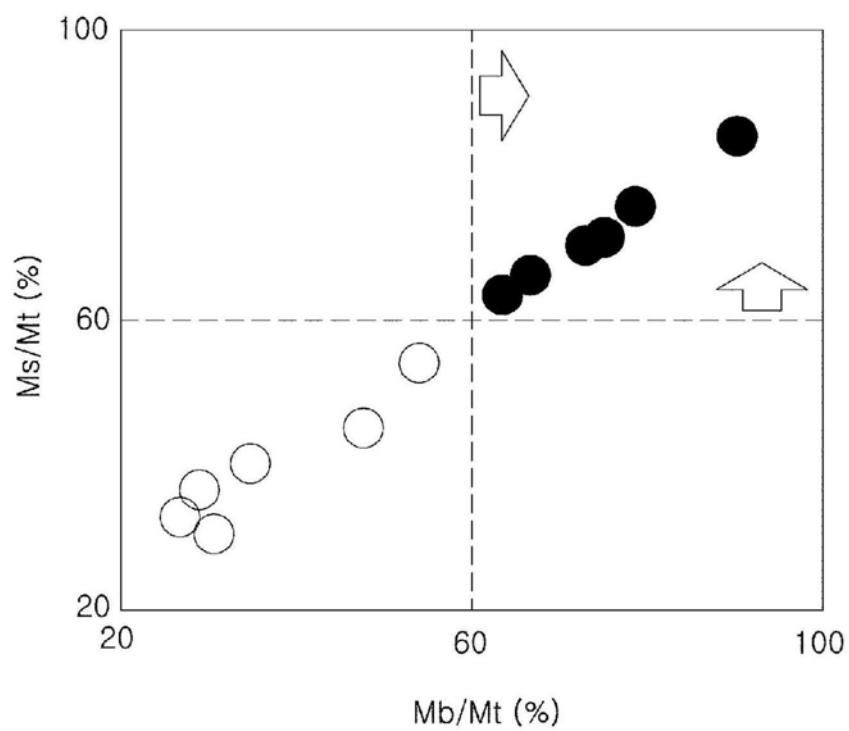


图3

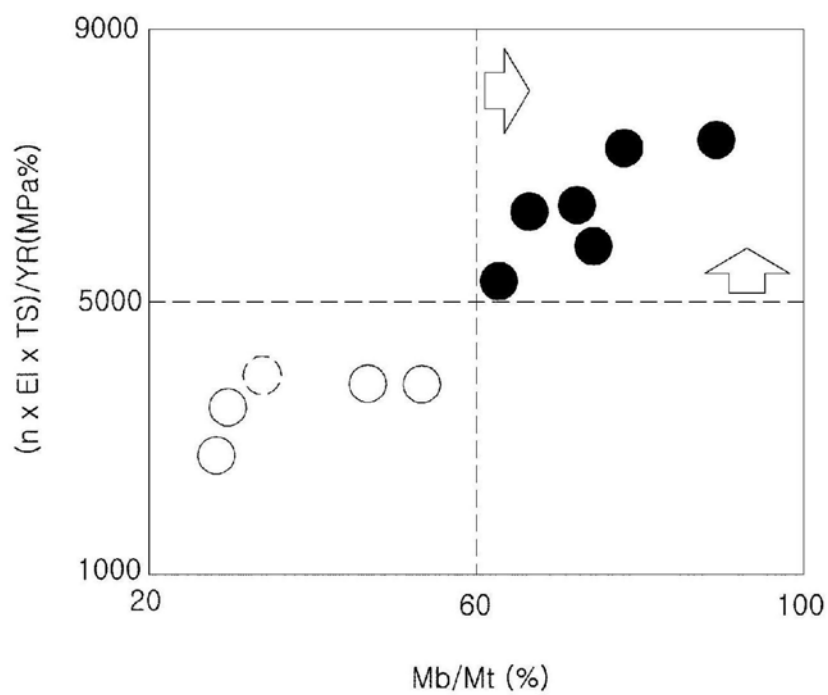


图4

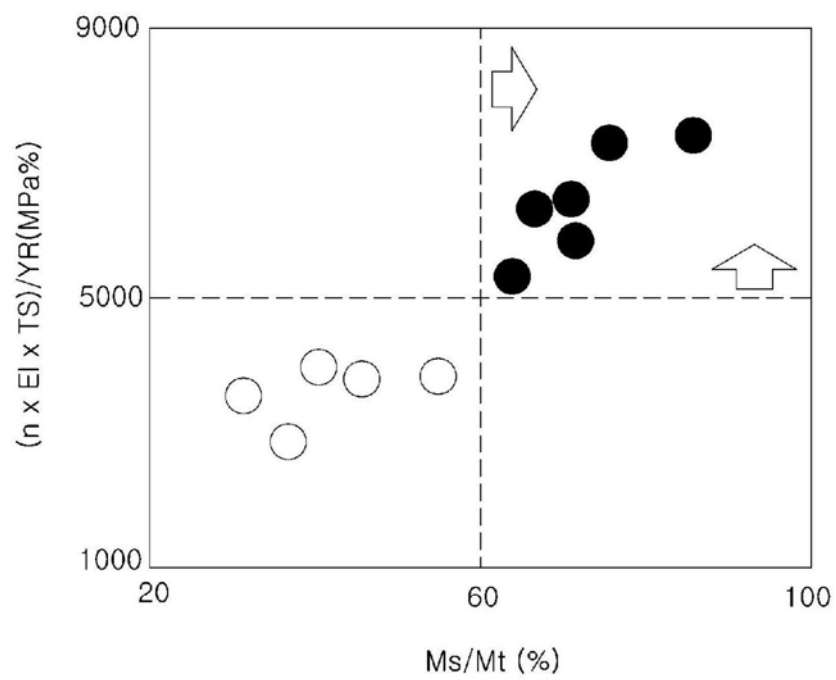


图5