(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 107002192 B
(45)授权公告日 2019.03.08

(21)申请号 201580061877.4
(22)申请日 2015.11.25
(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 107002192 A
(43)申请公布日 2017.08.01
(30)优先权数据
2014-238710 2014.11.26 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2017.05.15
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2015/083078 2015.11.25
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2016/084847 JA 2016.06.02
(73)专利权人 株式会社神户制钢所
地址 日本兵库县
(72)发明人 村上俊夫 大谷茂生
(74)专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司 11021
代理人 张玉玲
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
(56)对比文件
CN 101155940 A,2008.04.02,说明书第5,7,11-14页,表2-4.
CN 102149840 A,2011.08.10,全文.
JP 2010065272 A,2010.03.25,全文.
JP 2010285636 A,2010.12.24,全文.
CN 102770571 A,2012.11.07,全文.
JP 2011157583 A,2011.08.18,全文.
审查员 章平
权利要求书1页 说明书12页 附图2页

(54)发明名称

高强度高延展性钢板

(57)摘要

一种高强度高延展性钢板,其含有特性的合金成分,钢组织中,残留奥氏体在全部组织中为8面积%以上,余量是贝氏体、马氏体、回火贝氏体及回火马氏体的一种或两种以上,残留奥氏体中的碳浓度的平均碳浓度和碳浓度分布的标准偏差分别处于特定的范围。

CN 107002192 B

1.一种高强度高延展性钢板,其特征在于,成分组成以质量%计为

C:0.10%以上并低于0.35%、

Si+Al:0.5～2.0%、

Mn:1.0～4.0%、

P:0～0.05%、

S:0～0.01%,

余量由铁和不可避免的杂质构成,

钢组织中,残留奥氏体以相对于全部组织的面积率计为8%以上20%以下,余量由贝氏体、马氏体、回火贝氏体和回火马氏体中的一种或两种以上构成,并且,

关于所述残留奥氏体中的碳浓度,

其平均碳浓度为0.9～1.2质量%,

其碳浓度分布的标准偏差为0.35质量%以上0.70质量%以下,

其碳浓度为1.5质量%以上的区域以相对于全部组织的面积率计为1.0%以上并以全部残留奥氏体面积的1/2为上限。

2.根据权利要求1所述的高强度高延展性钢板,其中,成分组成以质量%计,还含有下述(a)～(c)中的任意一个:

(a)Cu、Ni、Mo、Cr和B中的一种或两种以上合计为1.0%以下;

(b)V、Nb、Ti、Zr和Hf中的一种或两种以上合计为0.2%以下;

(c)Ca、Mg和REM中的一种或两种以上合计为0.01%以下。

高强度高延展性钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及作为汽车用薄钢板等有用的高强度高延展性钢板，详细地说，是涉及钢板的强度·延展性平衡提高技术。

背景技术

[0002] 例如在汽车的车架部件等所使用的钢板中，以碰撞安全性和基于车体轻量化的降低油耗等为目的，而要求进一步的高强度，并且为了加工成形状复杂的车架部件，除了要求有优异的成形加工性以外，还要求将部件之间接合而组装成组件时的焊接性。因此期望开发这样一种钢板，作为具体要求的机械特性(以下，也仅称为“特性”。)，能够一边将碳量抑制在0.3质量％以下，一边确保屈强比(YR)为0.7以上，抗拉强度(TS)×延伸率(EL)×延伸凸缘性能(λ)为1000000MPa·％·％以上。

[0003] 在980MPa级以上的高强度钢板中，为了确保高强度化和高延展性并立，有效的是使用利用了残留奥氏体带来的TRIP效应的TRIP钢和TBF钢等。为了使这些钢的强度－延展性平衡进一步提高，对于残留奥氏体的量、平均碳浓度、形态进行了各种研究，提出具有更良好的特性的钢板(例如，参照专利文献1～3)。

[0004] 譬如，在专利文献1中，提出有一种延伸率与冲压成形稳定性优异的高强度薄钢板，其是将钢组织中的残留奥氏体的形态分类成板条状和岛状时，将岛状的残留奥氏体的比例控制在一定的范围。在此技术中可设想到，虽然除了室温下良好的延伸率以外，还可实现100～200℃的温态下的良好的延伸率，但是作为碰撞特性却不能充分确保有效的作为材料因素的YR和强度－延展性平衡，无法认为其满足上述要求水平。

[0005] 另外，在专利文献2中，提出有一种高强度冷轧钢板，其通过提高钢组织中的奥氏体相的结晶取向的集聚度，显著改善了相对于轧制方向为45°方向的均匀延伸率。但是，作为一般的延展性评价方向的轧制方向和轧制直角方向的特性没有特别写出，无法认为其满足上述要求水平。

[0006] 另外，在专利文献3中提出有一种高强度薄钢板，通过向钢组织中的残留奥氏体晶粒的表面和内部赋予C浓度差，从而可改善涂装烘烤硬化性和强度－延展性平衡。但是，这些技术中，向残留奥氏体晶粒赋予C浓度差，不过是以涂装烘烤硬化性的改善为主要目的，并不是像本发明这样，其意图是为了改善残留奥氏体的稳定性，提高延展性，而向残留奥氏体赋予需要的碳浓度分布，与本申请发明在技术思想上完全不同。

[0007] 【现有技术文献】

[0008] 【专利文献】

[0009] 【专利文献1】日本国特开2012－41573号公报

[0010] 【专利文献2】日本国特开2012－21225号公报

[0011] 【专利文献3】日本国特开2012－31505号公报

发明内容

[0012] 因此本发明的目的在于，提供一种强度－延展性平衡优异的高强度高延展性钢板，其能够确保屈强比(YR)为0.7以上，抗拉强度(TS)×延伸率(EL)×延伸凸缘性能(λ)为1000000MPa·%·%以上。

[0013] 本发明的第一发明的高强度高延展性钢板，其特征在于，成分组成，以质量%计，为

[0014] C:0.10%以上并低于0.35%、

[0015] Si+Al:0.5～2.0%、

[0016] Mn:1.0～4.0%、

[0017] P:0～0.05%、

[0018] S:0～0.01%，

[0019] 余量由铁和不可避免的杂质构成，

[0020] 钢组织中，残留奥氏体以相对于全部组织的面积率计为8%以上，余量由贝氏体、马氏体、回火贝氏体和回火马氏体中的一种或两种以上构成，并且，

[0021] 关于所述残留奥氏体中的碳浓度，

[0022] 其平均碳浓度为0.9～1.2质量%，

[0023] 其碳浓度分布的标准偏差为0.35质量%以上，

[0024] 其碳浓度为1.5质量%以上的区域，以相对于全部组织的面积率计为1.0%以上。

[0025] 本发明的第二发明的高强度高延展性钢板，根据上述第一发明，成分组成以质量%计，还含有Cu、Ni、Mo、Cr和B的一种或两种以上合计为1.0%以下。

[0026] 本发明的第三发明的高强度高延展性钢板，根据上述第一或第二发明，成分组成以质量%计，还含有V、Nb、Ti、Zr和Hf中的一种或两种以上合计为0.2%以下。

[0027] 本发明的第四发明的高强度高延展性钢板，根据上述第一～第三发明的任意一个发明，成分组成以质量%计，还含有Ca、Mg和REM中的一种或两种以上合计为0.01%以下。

[0028] 根据本发明，不仅规定残留奥氏体的量(面积率)和平均的碳浓度，而且还控制碳浓度的分布，从变形的初期至后期使TRIP现象显现，从而实现高加工硬化率，由此能够提供强度－延展性平衡优异的高强度高延展性钢板，其能够确保屈强比(YR)为0.7以上，抗拉强度(TS)×延伸率(EL)×延伸凸缘性能(λ)为1000000MPa·%·%以上。

附图说明

[0029] 图1是示意性地表示由X射线衍射法测量出的残留γ的衍射峰值的图。

[0030] 图2是示意性地表示用于制造本发明的高强度高延展性钢板的热处理条件的图。

具体实施方式

[0031] 本发明者们为了解决上述课题，在由TBF钢构成的钢板中，作为其机械的特性，对于能够确保屈强比(YR)为0.7以上，抗拉强度(TS)×延伸率(EL)×延伸凸缘性能(λ)为1000000MPa·%·%以上的方法反复进行了各种研究。其结果想到，通过以下的思考研究，能够确保上述希望的特性。

[0032] 即，为了使强度－延展性平衡比现有技术进一步提高，需要更有效地利用促进

TRIP现象的残留奥氏体(以下,也表述为“残留γ”。)。不过,从确保钢板的焊接性的观点出发,因为钢板中的C含量存在上限制约,所以使残留γ量和残留γ中的平均碳浓度增加存在局限。

[0033] 因此,本发明者们着眼于残留γ中的碳浓度分布。即,为了利用TRIP现象,达成高强度且高延展性,重要的是从变形的初期到中期实现高加工硬化率,为此,需要碳浓度低的不稳定的残留γ部分存在。另一方面,变形量变大时,即为了在变形的后期仍维持高的加工硬化率,需要创造出碳浓度高的稳定的残留γ。

[0034] 总之,残留γ仅是稳定度高,或仅是稳定度低都不行,重要的是稳定度,即碳浓度分布广泛存在。

[0035] 本发明者们基于上述认知进一步进行研究的结果,完成了本发明。

[0036] 以下,首先对赋予本发明的高强度高延展性钢板(以下,也称为“本发明钢板”。)以特征的钢组织(以下,仅称为“组织”。)进行说明。

[0037] 〔本发明钢板的钢组织〕

[0038] 如上述,本发明钢板以TBF钢的组织为基础,但特别在规定量含有规定的碳浓度的残留γ方面,控制该残留γ中的碳浓度分布这一点上,与上述现有技术不同。

[0039] ＜残留奥氏体:相对于全部组织的面积率为8%以上＞

[0040] 残留γ对于延展性的提高有用,为了有效地发挥这样的作用,需要使之相对于全部组织的面积率存在8%以上,优选为9%以上,更优选为10%以上。还有,残留γ的面积率优选为20%以下,更优选为18%以下,特别优选为16%以下。

[0041] ＜余量:贝氏体、马氏体、回火贝氏体和回火马氏体的一种或两种以上＞

[0042] 防止铁素体的生成,以作为微细而均匀的组织的贝氏体和马氏体、和/或其回火组织构筑母相,利用母相组织的微细化,由此可以由低载荷时的防变形实现降伏强度YS的上升。

[0043] ＜残留γ中的平均碳浓度(%$C_{\gamma R}$):0.9～1.2质量%＞

[0044] %$C_{\gamma R}$是变形时影响残留γ相变为马氏体的稳定度的指标。若%$C_{\gamma R}$过低,则残留γ不稳定,因此施加应力后,在塑性变形之前发生加工诱发马氏体相变,因此得不到要求的延伸率。另一方面,若%$C_{\gamma R}$过高,则残留γ变得过于稳定,即使施加加工,也不会发生加工诱发马氏体相变,因此还是得不到要求的延伸凸缘性能。为了得到所要求的延伸率,%$C_{\gamma R}$需要为0.9～1.2质量%。%$C_{\gamma R}$的优选的下限为1.0质量%。

[0045] ＜残留γ中的碳浓度分布的标准偏差:0.35质量%以上＞

[0046] 这是为了从变形的初期至后期高度维持加工硬化率,扩展残留γ中的碳浓度分布,从而创造稳定性不同的残留γ。为了有效地发挥这样的作用,需要残留γ中的碳浓度分布的标准偏差为0.35质量%以上,优选为0.40质量%以上,更优选为0.45质量%以上。还有,在本发明的高强度高延展性钢板中,残留γ中的碳浓度分布的标准偏差实际上以0.70质量%左右为上限,优选为0.65质量%以下。

[0047] ＜残留γ中的碳浓度为1.5质量%以上的区域:相对于全部组织的面积率为1.0%以上＞

[0048] 为了提高延伸率,重要的是应变量增加时的残留γ的稳定度高,为此,仅仅平均碳浓度高并不充分,而是需要稳定度高的,即碳浓度高的残留γ存在一定量以上。具体来说,

残留γ中的碳浓度が1.5质量%以上的区域相对于全部组织的面积率需要存在1.0%以上，优选为1.5%以上，更优选为2.0%以上。还有，在本发明的高强度高延展性钢板中，残留γ中的碳浓度为1.5质量%以上的区域相对于全部组织的面积率，以全部残留γ面积的1/2左右为上限，优选为2/5以下，更优选为1/3以下。

[0049] 〔残留γ的面积率，残留γ中的平均碳浓度(%$C_{\gamma R}$)，和该碳浓度分布的各测量方法〕

[0050] 在此，对于残留γ的面积率、平均碳浓度(%$C_{\gamma R}$)和碳浓度分布的各测量方法进行说明。

[0051] 关于残留γ的面积率($V_{\gamma R}$)和平均碳浓度(%$C_{\gamma R}$)，在磨削至钢板的1/4的厚度后，经化学研磨之后由X射线衍射法测量(ISIJ Int.Vol.33，(1933)，No.7，p.776)。还有，在本发明中，作为X射线衍射装置，使用(株)リガク制二维微区X射线衍射装置(RINT－RAPIDII)，作为X射线使用Co－Kα射线。

[0052] 还有，关于残留γ以外的组织，对钢板进行硝酸乙醇腐蚀液腐蚀，以光学显微镜(倍率400倍)观察，辨别残留γ以外的组织。

[0053] 接着，关于残留γ中的碳浓度的分布，使用由上述X射线衍射装置测量出的(200)γ、(220)γ和(311)γ这3个衍射峰值，按如下方式求得。

[0054] 首先，如图1的示意图所示，在(200)γ、(220)γ和(311)γ这3个衍射峰值中，分别求得衍射强度最大的2θ($2\theta_{avg}$(hkl))及其半值宽度Δ2θ(hkl)。在此，(hkl)意思是(200)、(220)或(311)(下同。)。

[0055] 其次，由上述$2\theta_{avg}$(hkl)，使用布拉格条件：$\lambda=2d\sin\theta$(d：衍射晶格常数，λ：Co－Kα射线的波长)，根据下式(1)，求得d(hkl)。

[0056] $d(hkl)=\lambda/\{2\sin(2\theta_{avg}(hkl)/2)\}$…式(1)

[0057] 而后，根据下式(3)，求得结晶晶格常数a_0(hkl)，将这3个结晶晶格常数a_0(hkl)作为算术平均而求得结晶晶格常数a_0。

[0058] $$a_0(hkl)=d(hkl)\sqrt{(h^2+k^2+l^2)}\quad\cdots式(2)$$

[0059] 然后，使用下式(3)所示的Dyson的式(Dyson D.J.，Holmes B.(1970)，“Effect of alloying additions on the lattice parameter austenite”，J.Iron Steel Inst.，208：469－474.)，求得碳浓度%C_{avg}(单位：质量%)。(还有，该碳浓度%C_{avg}只作为用于规定碳浓度分布的指标使用，预先注释与另行测量的上述平均碳浓度%$C_{\gamma R}$严格来说未必一致。)

[0060] $\%C_{avg}=(1/0.033)\cdot(a_0-0.0012\cdot\%Mn+0.00157\cdot\%Si-0.0056\cdot\%Al)$…式(3)

[0061] 在此，%Mn、%Si、%Al分别是钢板中的Mn、Si、Al的含量(质量%)。

[0062] 接下来，按以下步骤求得残留γ中的碳浓度分布的半值宽度Δ%C。

[0063] 首先，以下式(4)和(5)，求得各峰的衍射角度2θ(hkl)的半值宽度Δ2θ(hkl)的上下限的衍射角度(参照图1)。

[0064] $2\theta_L(hkl)=2\theta_{avg}(hkl)-\Delta2\theta(hkl)/2$…式(4)

[0065] $2\theta_H(hkl)=2\theta_{avg}(hkl)+\Delta2\theta(hkl)/2$…式(5)

[0066] 因此，分别使用上述$2\theta_L$(hkl)和$2\theta_H$(hkl)，以上述同样的步骤，使用布拉格条件和

上述式(1)～(3),求得碳浓度分布的半值宽度的上下限值%C_L和%C_H。然后,根据下式(6)求得碳浓度分布的半值宽度Δ%C。

[0067] $\Delta\%C=\%C_H-\%C_L$…式(6)

[0068] 而后,假定碳浓度分布为正态分布,如以下方式,由上述半值宽度Δ%C计算标准偏差σ%C。

[0069] 即,正态分布的概率密度函数f(x),根据平均值u与标准偏差σ,由下式(7)表示。

[0070] $$f(x)=\{1/\sqrt{(2\pi\sigma)}\}\cdot\exp\{-(x-u)^2/(2\sigma^2)\}\cdots式(7)$$

[0071] 平均值中的概率f(u),是将x=u代入上述式(7),由下式(8)求得。

[0072] $$f(u)=1/\sqrt{(2\pi\sigma)}\cdots式(8)$$

[0073] 而后,从平均值u=%C_{avg}只上下移动半值宽度Δ%C的1/2的值(%C_{avg}±Δ%C/2)的概率密度f(%C_{avg}±Δ%C/2),变成平均值u=%C_{avg}的概率密度f(u)=f(%C_{avg})的1/2,因此由式(7)和(8),能够得到下式(9)的关系。

[0074] $$\{1/\sqrt{(2\pi\sigma_{\%C})}\}\cdot\exp\{-(\Delta\%C/2)^2/(2\sigma_{\%C}^2)\}=1/\{2\sqrt{(2\pi\sigma_{\%C})}\}\cdots式(9)$$

[0075] 作为变形上述式(9),从而由半值宽度Δ%C求得标准偏差$\sigma_{\%C}$的算式,可导入下式(10),将半值宽度Δ%C代入该式(10),计算标准偏差$\sigma_{\%C}$。

[0076] $$\sigma_{\%C}=\sqrt{\{(\Delta\%C/2)^2/(2\ln2)\}}\cdots式(10)$$

[0077] 而后,使用如上述这样求得的残留γ中的碳浓度分布的平均值%C_{avg}和$\sigma_{\%C}$,利用下式(11)所示的累积分布函数g(x),求得碳浓度为1.5质量%以上的区域,相对于全部组织的面积率$V_{\gamma R}$(C≥1.5%),作为其算式,导出下式(12),使用该式(12)计算$V_{\gamma R}$(C≥1.5%)。

[0078] $$g(x)=(1/2)\cdot[1+\mathrm{erf}\{(x-u)/\sqrt{(2\sigma^2)}\}]\cdots式(11)$$

[0079] $$V_{\gamma R}(C\geq1.5\%)=V_{\gamma R}\{1-g(1.5)\}=V_{\gamma R}[0.5-\mathrm{erf}\{(1.5-\%C_{avg})/\sqrt{(2\sigma_{\%C}^2)}\}]\cdots式(12)$$

[0080] 在此,$V_{\gamma R}$是全部残留γ的面积率。

[0081] 接下来,对于构成本发明钢板的成分组成进行说明。以下,化学成分的单位全部是质量%。另外,各成分的“含量”也仅记述为“量”。

[0082] 〔本发明钢板的成分组成〕

[0083] C:0.10%以上并低于0.35%

[0084] C有助于确保残留奥氏体的量(面积率),是用于确保强度和延展性必须的元素。为了有效地发挥这样的作用,需要使C含有0.10%以上,优选为0.12%以上,更优选为0.14%以上。但是,若C量变得过剩,则使焊接性劣化,因此C量低于0.35%,优选为0.32%以下,更优选为0.30%以下,进一步优选为0.28%以下。

[0085] Si+Al:0.5～2.0%

[0086] Si和Al是有效地抑制残留奥氏体分解,碳化物生成的元素。为了有效地发挥这样的作用,需要使Si和Al合计含有0.5%以上,优选为0.7%以上,更优选为0.9%以上。但是,

即使过剩地含有Si和Al，上述效果也是饱和，不仅在经济上造成浪费，而且引起热脆性，Sl和Al的合计量为2.0％以下，优选为1.9％以下，更优选为1.8％以下。

[0087] Mn：1.0～4.0％

[0088] Mn使奥氏体稳定化，是用于得到希望的残留奥氏体所需要的元素。为了有效地发挥这样的作用，需要使Mn含有1.0％以上，优选为1.3％以上，更优选为1.6％以上。但是，若Mn量变得过剩，则可见铸片裂纹发生等不利影响，因此Mn量为4.0％以下，优选为3.5％以下，更优选为3.0％以下。

[0089] P：0～0.05％

[0090] P作为杂质元素不可避免地存在，但为了确保希望的残留γ，是也可以使之含有的元素。但是，若使P过剩地含有，则二次加工性劣化，因此P量为0.05％以下，优选为0.03％以下，更优选为0.02％以下。

[0091] S：0～0.01％

[0092] S也作为杂质元素不可避免地存在，形成MnS等的硫化物系夹杂物，是成为裂纹的起点而使加工性劣化的元素，因此S量为0.01％以下，优选为0.005％以下，更优选为0.003％以下。

[0093] 本发明的钢以上述元素作为必须的成分含有，余量是铁和不可避免的杂质，另外，在不损害本发明的作用的范围，能够使以下的允许成分含有。

[0094] Cu、Ni、Mo、Cr和B的一种或两种以上：合计1.0％以下

[0095] 这些元素作为钢的强化元素有用，并且对于残留γ的稳定化和规定量的确保是有效的元素。为了有效地发挥这样的作用，推荐这些元素合计量为0.001％以上，更推荐使之含有0.01％以上。但是，即使这些元素过剩地含有，上述效果也是饱和，在经济上造成浪费，因此优选这些元素合计量为1.0％以下，更优选为0.5％以下。

[0096] V、Nb、Ti、Zr和Hf的一种或两种以上：合计0.2％以下

[0097] 这些元素有析出强化和组织微细化的效果，对高强度化是有用的元素。为了有效地发挥这样的作用，推荐使这些元素合计量为0.01％以上，更推荐使之含有0.02％以上。但是，即使这些元素过剩地含有，上述效果也是饱和，在经济上造成浪费，因此这些元素合计量优选为0.2％以下，更优选为0.1％以下。

[0098] Ca、Mg和REM的一种或两种以上：合计0.01％以下

[0099] 这些元素控制钢中硫化物的形态，对于提高加工性是有效的元素。在此，作为用于本发明的REM(稀土类元素)，可列举Sc、Y、镧系元素等。为了有效地发挥上述作用，推荐使这些元素合计量为0.001％以上，更推荐使之含有0.002％以上。但是，即使这些元素过剩地含有，上述效果也是饱和，在经济上造成浪费，因此优选这些元素合计量为0.01％以下，更优选为0.005％以下。

[0100] 接着，以下说明用于得到上述本发明钢板的优选的制造条件。

[0101] 〔本发明钢板优选的制造方法〕

[0102] 本发明钢板，能够对满足上述成分组成的钢材进行热轧，接着冷轧后，例如以下述的工序(1)～(4)的条件进行热处理而制造(参照图2)。

[0103] [热处理条件]

[0104] (1)将冷轧板加热至第二加热温度T2：[0.7×Ac1+0.3×Ac3]～[0.2×Ac1+0.8×

Ac3]，在此温度下保持第二保持时间t2：5s以上，或者，以4℃/s以下的平均加热速度在同温度范围加热后，

[0105] (2)再加热至第三加热温度T3：[Ac3+10℃]～950℃，在此温度下保持第三保持时间t3：180s以下之后，

[0106] (3)以平均冷却速度CR1：20℃/s以上，从上述第三加热温度T3冷却至500℃后，

[0107] (4)以奥氏体回火温度T4：350～480℃保持奥氏体回火保持时间t4：10s以上后，冷却至室温。

[0108] 以下，对于上述热处理条件的推荐理由进行说明。

[0109] ＜(1)以第二加热温度T2：[0.7×Ac1+0.3×Ac3]～[0.2×Ac1+0.8×Ac3]保持第二保持时间t2：5s以上，或者，以4℃/s以下的平均加热速度在同温度范围加热＞

[0110] 在铁素体/奥氏体的二相域温度区域以规定时间保持或缓加热，在该二相域温度区域，使Mn浓度分配在逆相变中发生，这是为了加大上述工序(4)中的奥氏体回火处理时的贝氏体相变的局部的速度差，扩展残留γ中的碳浓度分布。

[0111] 该温度范围的保持时间t2更优选为10s以上，进一步优选为20s以上，从生产率的观点出发推荐为200s以下。

[0112] 还有，Ac1和Ac3能够根据钢板的化学成分，使用莱斯利著，“铁钢材料科学”，幸田成靖译，丸善株式会社，1985年，p.273所述的算式求得。

[0113] ＜(2)再以第三加热保持温度T3：[Ac3+10℃]～950℃保持第三保持时间t3：180s以下＞

[0114] 这是为了通过在奥氏体单相域温度区域保持，使组织成为奥氏体单相组织，从而防止到之后的冷却时残存铁素体。

[0115] 若第三加热温度T3低于[Ac3+10℃]，则铁素体残存，在其后的上述工序(3)的冷却过程中不能抑制铁素体的生长，铁素体过剩地形成。另一方面，若第三加热温度T3高于950℃，或第三保持时间t3高于180s，则以上述工序(1)在二相域加热时分布的Mn均匀化，不能扩展残留γ中的碳浓度分布。

[0116] ＜(3)以平均冷却速度HR1：20℃/s以上，从第三加热温度T3冷却至500℃＞

[0117] 这是为了防止铁素体的形成，成为贝氏体主体的组织。

[0118] 该温度范围的平均冷却速度HR3，更优选为25℃/s以上，进一步优选为30℃/s以上。

[0119] ＜(4)以奥氏体回火温度T4：350～480℃保持奥氏体回火保持时间t4：10s以上后，冷却至室温＞

[0120] 这是为了促进贝氏体相变，使碳向未相变奥氏体稠化，从而得到稳定的残留γ。

[0121] [热处理条件的变形例]

[0122] 还有，上述工序(1)也可以按下述工序(1a)的方式构成。

[0123] (1a)将冷轧板加热至第一加热温度T1：[Ac1－100℃]～[Ac1－30℃]，在此温度下保持第一保持时间：10s以上，或者，在同温度范围以2℃/s以下的平均加热速度加热后，以第二加热温度T2：[0.7×Ac1+0.3×Ac3]～[0.2×Ac1+0.8×Ac3]保持第二保持时间t2：5s以上。

[0124] 如此，预先在铁素体/渗碳体二相域温度区域保持规定时间或缓加热，先使Mn向渗

碳体中稠化，在其后的铁素体/奥氏体二相域加热时促进铁素体/奥氏体间的Mn浓度分配，从而能够加大上述工序(4)中的奥氏体回火处理时的贝氏体相变的局部的速度差，进一步扩展残留γ中的碳浓度分布。

[0125] 另外，上述工序(4)也可以按下述工序(4a)的方式构成。

[0126] (4a)以奥氏体回火温度T4：350～480℃保持奥氏体回火保持时间t4：10s以上后，再加热至再加热温度T5：500～600℃，以此温度保持再加热保持时间t5：30s以下后，冷却室温。

[0127] 如此，本发明钢板，再加热至残留γ不会分解的温度域而使镀层合金化，也能够成为镀敷钢板。

[0128] 以下，列举实施例更具体地说明本发明，但本发明当然不受下述实施例限制，在能够符合前·后述的宗旨的范围内，当然也可以适当加以变更实施，这些均包含在本发明的技术范围内。

[0129] 【实施例】

[0130] 以真空熔炼制造下述表1所示的成分的钢之后，经热锻成为板厚30mm的钢板，然后实施热轧。热轧的条件虽然不会对本发明钢板的最终组织和特性造成本质上的影响，在本实施例中，加热至1200℃后，通过多级轧制，以热轧的结束温度880℃的条件成为板厚2.5mm。其后，以30℃/s的冷却速度冷却至500℃并停止冷却，插入到加热至500℃的炉中后保持30min，其后进行炉冷而成为热轧板。对该热轧板实施酸洗，除去表面的氧化皮后，实施冷轧至1.4mm作为冷轧板。

[0131] 然后，以上述冷轧板作为原材料，按下述表2所示的条件实施热处理。还有，从室温至最初的加热温度(保持温度)的平均加热速度固定为10℃/s，至后面的加热温度(保持温度)的平均加热速度固定为20℃/s，至再后面的加热温度(保持温度)的平均加热速度固定为10℃/s。另外，从奥氏体回火温度T4至再加热温度T5的平均加热速度固定为10℃/s，从奥氏体回火温度T4或再加热温度T5至室温的平均冷却速度固定为10℃/s。

[0132] 【表1】

[0133]

钢种	成分（质量%）[余量：Fe和不可避免的杂质]								相变温度（℃）			
	C	Si	Mn	P	S	Al	Si+Al	其他	Ac1	Ac3	0.7Ac1 +0.3Ac3	0.2Ac1 +0.8Ac3
A	0.22	1.25	2.01	0.010	0.002	0.04	1.29	—	738	827	765	809
B	0.22	1.25	2.01	0.010	0.002	0.04	1.29	—	738	827	765	809
C	0.25	1.64	1.79	0.010	0.002	0.04	1.68	—	752	845	780	826
D	0.18	1.50	2.41	0.010	0.002	0.04	1.54	—	741	836	769	817
E	0.19	1.39	2.25	0.010	0.002	0.04	1.43	—	739	833	768	814
F	0.21	1.61	2.55	0.010	0.002	0.04	1.65	—	743	829	769	812
G	0.20	1.80	1.84	0.010	0.002	0.04	1.84	—	756	861	787	840
H	0.20	1.22	2.20	0.010	0.002	0.04	1.26	—	735	825	762	807
I	0.20	1.83	2.10	0.010	0.002	0.04	1.87	—	754	855	784	835
J	0.13	1.35	1.94	0.010	0.002	0.04	1.39	—	742	856	776	833
K	0.22	0.96	2.01	0.010	0.002	0.30	1.26	—	729	918	786	881
L	0.22	0.96	2.01	0.010	0.002	0.30	1.26	—	729	918	786	881
M	0.05	1.55	1.85	0.010	0.002	0.04	1.59	—	748	895	792	866
N	0.30	1.48	2.03	0.010	0.002	0.04	1.52	—	744	821	767	806
O	0.21	0.40	2.00	0.010	0.002	0.04	0.44	—	719	800	743	784
P	0.24	1.30	0.80	0.010	0.002	0.04	1.34	—	752	862	785	840
Q	0.15	1.48	5.00	0.010	0.002	0.04	1.52	—	713	765	728	754
R	0.18	1.04	2.00	0.010	0.002	0.04	1.08	Cu:0.2	732	831	762	811
S	0.25	1.44	2.14	0.010	0.002	0.04	1.48	Ni:0.2	739	823	764	806
T	0.23	1.29	2.08	0.010	0.002	0.04	1.33	Cr:0.1	740	824	765	807
U	0.28	1.59	2.23	0.010	0.002	0.04	1.63	Mo:0.1	745	827	770	811
V	0.31	1.50	1.84	0.010	0.002	0.04	1.54	B:0.002 Ti:0.02	747	818	768	804
W	0.19	1.59	1.94	0.010	0.002	0.04	1.63	V:0.05	749	857	781	835
X	0.25	1.48	2.11	0.010	0.002	0.04	1.52	Nb:0.05	743	828	769	811
Y	0.30	1.93	2.05	0.010	0.002	0.04	1.97	Ti:0.05	757	821	776	808
Z	0.18	1.25	2.15	0.010	0.002	0.04	1.29	Mg:0.002	736	832	765	813
AA	0.21	1.50	2.10	0.010	0.002	0.04	1.54	REM:0.002	744	838	772	819

[0134] （下划线：本发明的范围外-：无添加）

[0135] 【表2】

[0136]

热处理No.	钢种	T1(℃)	t1(s)	T2(℃)	t2(s)	T3(℃)	t3(s)	CR1(℃/s)	T4(℃)	t4(s)	T5(℃)	t5(s)
1*	A	—*	—*	—*	—*	900	40	28	400	600	—	—
2*	B	—	—	700*	10	900	40	28	400	600	—	—
3	C	—	—	800	10	900	40	28	400	600	—	—
4	D	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
5*	E	—	—	800	10	800*	40	28	400	600	—	—
6*	F	—	—	800	10	900	40	10*	400	600	—	—
7*	G	—	—	800	10	900	40	28	510*	600	—	—
8*	H	—	—	800	10	900	40	28	320*	600	—	—
9	I	—	—	800	10	900	40	28	400	600	510	10
10	J	—	—	800	10	900	40	28	400	600	—	—
11	K	—	—	830	10	930	40	28	400	600	—	—
12*	L	—*	—*	—*	—*	930	40	28	400	600	—	—
13	M	—	—	800	10	900	40	28	400	600	—	—
14	N	—	—	780	10	900	40	28	400	600	—	—
15	O	—	—	750	10	900	40	28	400	600	—	—
16	P	—	—	800	10	900	40	28	400	600	—	—
17	Q	—	—	750	10	900	40	28	400	600	—	—
18	R	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
19	S	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
20	T	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
21	U	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
22	V	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
23	W	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
24	X	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
25	Y	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
26	Z	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
27	AA	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—

[0137] (下划线＝本发明的范围外,*＝推荐范围外,-:不适用)

[0138] 对于上述热处理后的各钢板,通过上述[具体实施方式]一项中说明的测量方法,测量残留γ的面积率、残留γ中的平均碳浓度(CγR)和其碳浓度分布。

[0139] 还有,在本实施例中使用的钢板的组织,除残留奥氏体和铁素体以外的余量,全部是由贝氏体、马氏体、回火贝氏体和回火马氏体中的一种或两种以上构成的,因此在下述表3中,只记述残留奥氏体和铁素体的面积率。

[0140] 另外,为了对于上述热处理后的各钢板,评价强度-延展性平衡,通过拉伸试验,测量降伏强度YS、抗拉强度TS和延伸率(总延伸率)EL。还有,拉伸试验中,制作JIS 5号试验片,遵循JIS Z 2241实施。另外,为了评价各钢板的延伸凸缘性能λ,依据日本铁钢联盟规格JFST1001测量扩孔率。

[0141] 测量结果显示在下述表3中。在同表中,上述热处理后的钢板的特性中,屈强比(YR)为0.7以上,抗拉强度(TS)×延伸率(EL)×延伸凸缘性能(λ)为1000000MPa·%·%以上的合格(○),在此以外的不合格(×)。

[0142]

钢No.	钢种	热处理No.	钢组织					机械的特性						评价
			面积率(%)		γ_R中的碳浓度分布			YS (MPa)	TS (MPa)	YR (-)	EL (%)	λ (%)	TS×EL×λ (MPa·%²)	
			γ_R	α	%Cγ_R (mass%)	σ%C (mass%)	Vγ_R(C≥1.5%) (%)							
1	A	1*	10.5	0	1.02	0.39	1.15	820	1020	0.804	15.2	55	852720	×
2	B	2*	9.0	0	0.91	0.46	0.90	802	1001	0.801	14.8	51	755555	×
3	C	3	11.2	0	0.92	0.47	1.22	812	1028	0.790	18.4	55	1040336	○
4	D	4	9.2	0	1.05	0.63	2.19	801	1010	0.793	20.5	55	1138775	○
5	E	5*	13.6	21	0.95	0.34	0.72	572	1021	0.560	24.8	23	582378	×
6	F	6*	6.6	41	0.83	0.31	0.10	450	891	0.505	21.8	24	466171	×
7	G	7*	9.2	0	0.87	0.52	1.04	630	844	0.746	20.7	51	891011	×
8	H	8*	4.1	0	1.18	0.60	1.22	750	840	0.893	17.8	55	822360	×
9	I	9	10.2	0	1.02	0.51	1.77	812	1028	0.790	18.6	55	1051644	○
10	J	10	9.2	0	1.01	0.52	1.59	651	842	0.773	25.1	54	1141247	○
11	K	11	10.5	0	1.17	0.52	2.76	819	1031	0.794	10.9	54	1163587	○
12	L	12*	11.1	0	1.17	0.28	1.32	812	968	0.839	12.3	55	654852	×
13	M	13	4.8	0	1.02	0.59	2.04	820	1022	0.802	15.2	55	854392	×
14	N	14	15.3	0	1.04	0.61	3.45	1042	1201	0.868	20.4	45	1102518	○
15	O	15	2.4	0	1.02	0.59	0.50	820	1020	0.804	12.1	56	691152	×
16	P	16	9.6	45	1.01	0.52	1.66	651	842	0.773	23.5	31	613397	×
17	Q	17	2.4	0	0.82	0.42	0.13	1215	1520	0.799	9.2	25	349600	×
18	R	18	10.6	0	1.08	0.51	2.17	800	1026	0.780	21.3	53	1158251	○
19	S	19	10.0	0	1.04	0.52	1.88	782	1056	0.741	20.5	52	1125696	○
20	T	20	11.0	0	1.07	0.55	2.39	784	1038	0.755	21.6	53	1188302	○
21	U	21	10.5	0	1.03	0.52	1.92	820	1054	0.778	20.9	51	1123459	○
22	V	22	10.3	0	1.02	0.52	1.83	788	1030	0.765	21.4	52	1146184	○
23	W	23	11.1	0	1.07	0.51	2.22	794	1050	0.756	21.1	51	1129905	○
24	X	24	11.0	0	1.05	0.50	2.02	782	1036	0.755	21.9	52	1179797	○
25	Y	25	11.8	0	1.06	0.57	2.60	820	1038	0.790	21.1	51	1116992	○
26	Z	26	10.1	0	1.05	0.52	1.95	820	1021	0.803	20.5	54	1130247	○
27	AA	27	10.2	0	1.10	0.52	2.25	798	1043	0.765	20.1	55	1153037	○

[0143] (下划线＝本发明的范围外,*＝雅荐范围外,α＝铁素体)

[0144] 【表3】

[0145] 如上述表3所示,作为发明钢(评价为○的)的钢No.3、4、9～11、14、18～27,使用满足本发明的成分规定的要件的钢种,以推荐的条件进行热处理,其结果是,使本发明的组织规定的要件充足的发明钢,能够确认其机械的特性满足合格标准,能够得到强度－延展性平衡优异的高强度强延展性钢板。

[0146] 相对于此,作为比较钢(评价为×的)的钢No.1、2、5～8、12、13、15～17,本发明的成分规定和组织规定的要件的至少任意一个不充足,特性不满足合格标准。

[0147] 即,钢No.1、2、5～8、12,虽然使用的是满足本发明的成分规定的要件的钢种,但是在部分脱离推荐的制造条件的条件下制造,因此组织规定的要件不充足,特性差。

[0148] 另一方面,钢No.13、15～17虽然以推荐的制造条件制造,但是使用部分脱离本发明的成分规定的要件的钢种,因此组织规定的要件不充足,特性差。

[0149] 由以上可确认本发明的适用性。

[0150] 详细并参照特定的实施方式说明了本发明,但不脱离本发明的精神和范围能够加以各种变更和修改,这对从业者来说很清楚。

[0151] 本申请基于2014年11月26日申请的日本专利申请(专利申请2014－238710),其内容在此作为参照而编入。

[0152] 【产业上的可利用性】

[0153] 关于本发明的钢板，强度和延展性平衡优异，对汽车薄钢板等有用。

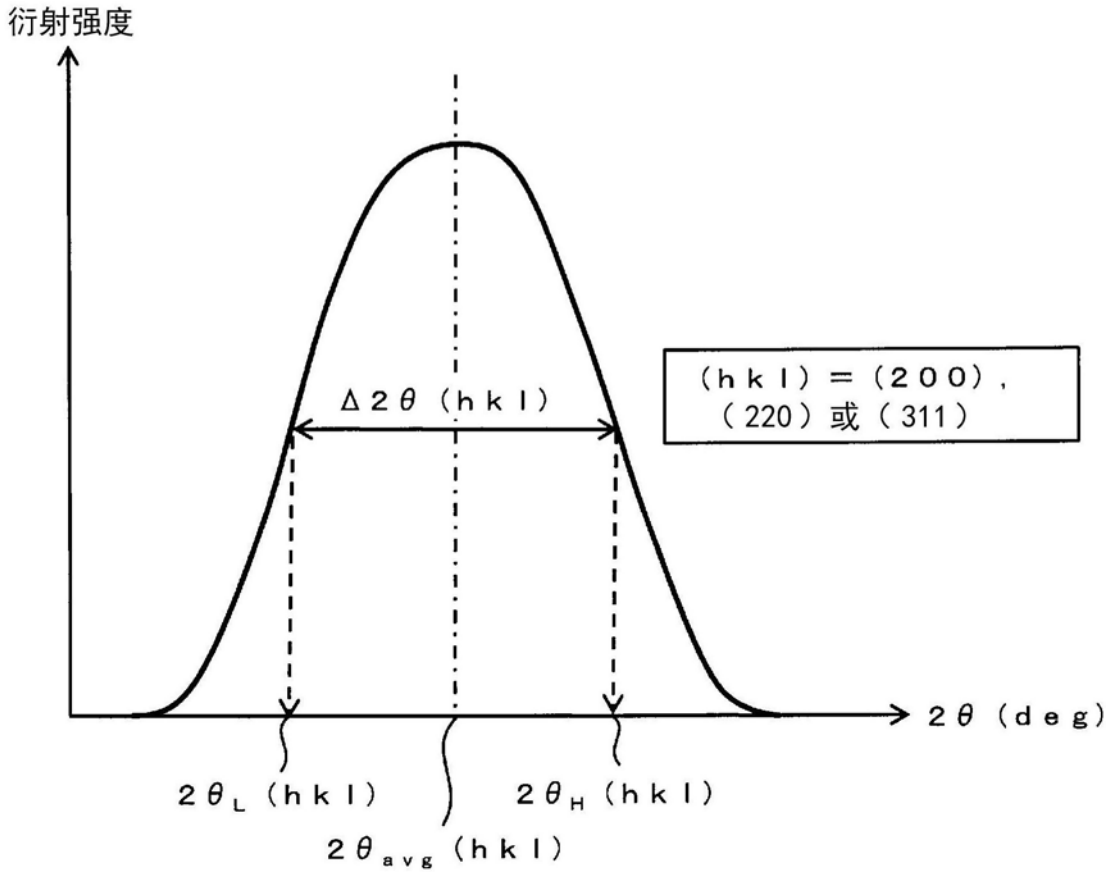

图1

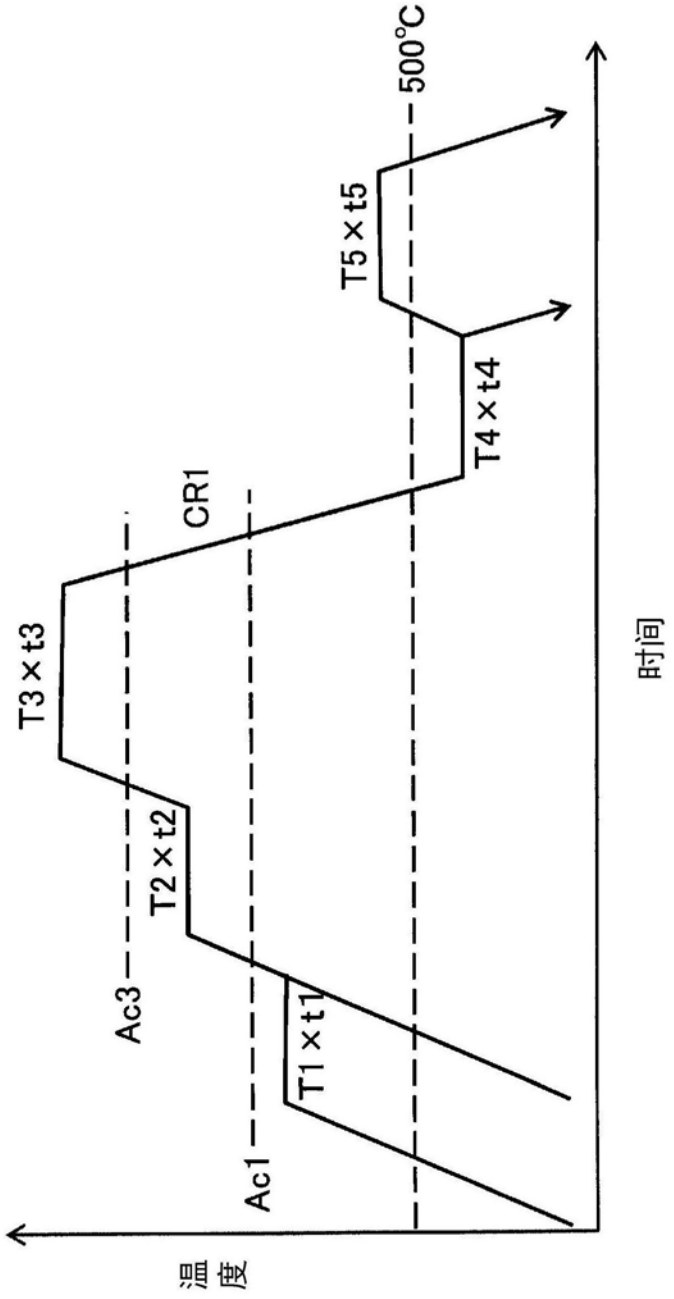

图2