



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 105051232 B

(45)授权公告日 2018.06.22

(21)申请号 201480017212.9

(72)发明人 石田友信 吉原直

(22)申请日 2014.03.10

(74)专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司 11021

(65)同一申请的已公布的文献号  
申请公布号 CN 105051232 A

代理人 张玉玲

(43)申请公布日 2015.11.11

(51)Int.Cl.

(30)优先权数据  
2013-067465 2013.03.27 JP

G22C 38/00(2006.01)

G22C 38/14(2006.01)

G22C 38/54(2006.01)

(85)PCT国际申请进入国家阶段日  
2015.09.21

G21D 8/06(2006.01)

G21D 9/52(2006.01)

(86)PCT国际申请的申请数据  
PCT/JP2014/056103 2014.03.10

(56)对比文件

JP 特开2012-97300 A,2012.05.24,

JP 特开平8-296022 A,1996.11.12,

(87)PCT国际申请的公布数据  
W02014/156573 JA 2014.10.02

审查员 牛培利

(73)专利权人 株式会社神户制钢所  
地址 日本兵库县

权利要求书1页 说明书12页

(54)发明名称

生拉性优异的高强度钢丝用线材和高强度  
钢丝

(57)摘要

本发明提供一种生拉性良好,而且也发挥着既定的高强度的高强度钢丝用线材,和由这样的高强度钢丝用线材得到的高强度钢丝以及高强度镀锌钢丝。本发明的高强度钢丝用线材的特征在于,分别含有C:0.80~1.3%、Si:0.1~1.5%、Mn:0.1~1.5%、P:高于0%并在0.03%以下、S:高于0%并在0.03%以下、Ti:0.02~0.2%、Al:0.01~0.10%、和N:0.001~0.006%,余量由铁和不可避免的杂质构成,满足下述(1)式的关系。 $0.05\% \geq [Ti*] \geq (0.0023 \times [C]) \dots (1)$ ,其中, $[Ti*] = (\text{总Ti量} - \text{大小为} 0.1 \mu\text{m} \text{以上的化合物型 Ti量}), [C]$ 表示C的含量(质量%)。

1. 一种生拉性优异的高强度钢丝用线材,其特征在于,以质量%计分别含有  
C:0.80~1.3%、  
Si:0.1~1.5%、  
Mn:0.1~1.5%、  
P:高于0%并在0.03%以下、  
S:高于0%并在0.03%以下、  
Ti:0.02~0.2%、  
Al:0.01~0.10%、和  
N:0.001~0.006%、

余量由铁和不可避免的杂质构成,

金属组织为面积率90%以上的珠光体相,并且先共析渗碳体的长度为15 $\mu$ m以下,  
满足下述(1)式的关系,

$$0.05\% \geq [\text{Ti}^*] \geq (0.0023 \times [\text{C}]) \cdots (1)$$

其中,  $[\text{Ti}^*]$  = (总Ti量-大小为0.1 $\mu$ m以上的化合物型Ti量),  $[\text{C}]$  表示C的质量百分比含量。

2. 根据权利要求1所述的高强度钢丝用线材,其中,以质量%计固溶N量高于0%并在0.0005%以下。

3. 根据权利要求1或2所述的高强度钢丝用线材,其中,以质量%计还含有选自B:高于0%并在0.010%以下、Cr:高于0%并在0.5%以下、V:高于0%并在0.2%以下、Ni:高于0%并在0.5%以下、Cu:高于0%并在0.5%以下、Mo:高于0%并在0.5%以下、Co:高于0%并在1.0%以下和Nb:高于0%并在0.5%以下中的一种以上。

4. 一种对于权利要求1或2所述的高强度钢丝用线材进行拉丝加工而得到的高强度钢丝。

5. 一种对于权利要求3所述的高强度钢丝用线材进行拉丝加工而得到的高强度钢丝。

6. 一种高强度镀锌钢丝,其特征不在于,是对于权利要求4所述的高强度钢丝实施熔融镀锌而制作的高强度镀锌钢丝,抗拉强度TS在下述(2)式所规定的以计的抗拉强度TS\*以上,其中,TS\*的单位是MPa,

$$\text{TS}^* = -87.3D + 2234 \cdots (2)$$

其中,D表示高强度镀锌钢丝的线径,单位是mm。

7. 一种高强度镀锌钢丝,其特征不在于,是对于权利要求5所述的高强度钢丝实施熔融镀锌而制作的高强度镀锌钢丝,抗拉强度TS在下述(2)式所规定的抗拉强度TS\*以上,其中,TS\*的单位是MPa,

$$\text{TS}^* = -87.3D + 2234 \cdots (2)$$

其中,D表示高强度镀锌钢丝的线径,单位是mm。

## 生拉性优异的高强度钢丝用线材和高强度钢丝

### 技术领域

[0001] 本发明涉及用于桥梁用钢缆等作为镀锌钢丝的原材有用的高强度钢丝、以及用于得到这样的高强度钢丝的高强度钢丝用线材,特别是涉及在轧制后不进行热处理,而拉丝时的加工性良好的高强度钢丝用线材等。

### 背景技术

[0002] 在桥梁等所使用的钢缆中,使用的是为了提高耐腐蚀性而实施了熔融镀锌的钢丝或钢绞合线。作为这样的钢丝的原材,例如在JIS G 3548中,展示的是线径为5mm,抗拉强度TS为1500~1700MPa左右的钢丝,作为其原材钢,主要使用的是JIS G 3506中记载的碳钢。

[0003] 可是,在作为熔融镀锌钢丝的原材的钢丝中,除了要求降低制造成本以外,还要求开发能体现出由高强度化带来的钢材使用量的削减、桥梁设计的自由度提高等优点的钢丝,即要求高强度且低成本的钢丝的开发。

[0004] 在制造镀锌钢丝时,一般采用以下的方法。首先,将通过热轧制造的线材(钢线材),以环状载置于冷却输送机上,进行珠光体相变后卷取成卷状,得到线材卷。其次,实施铅淬火处理而进行强度的提高、组织的均匀化。该铅淬火处理是热处理的一种,一般是使用连续式炉,将加线材加热至950℃左右,使之奥氏体化之后,浸渍到保持于500℃左右的铅浴等冷却介质中,以得到微细且均匀的珠光体组织。

[0005] 之后,进行冷态下的拉丝加工,利用珠光体钢的加工硬化作用,得到具有既定的强度的钢丝。之后,浸渍到保持于450℃左右的熔融锌浴中进行镀敷处理,作为镀锌钢丝。也有在镀锌处理后,再实施精拉丝的情况。作为桥梁用的缆索,使用将其捆扎而成的平行钢绞线(parallel wire strand,PWS)和捻合的镀锌钢绞合线。

[0006] 在这样一系列的制造工序中,成为制造成本上升的要因的是铅淬火处理。铅淬火处理对于线材的强度上升和品质均匀化有效,但也有使制造成本上升,并且排出CO<sub>2</sub>和使用环境有害物质等环境方面的问题。如果能够对于轧制后的线材不进行热处理就进行拉丝,使之制品化(即,成为钢丝),则价值很大。对于轧制后的线材不实施热处理而进行拉丝加工,称为“生拉”。

[0007] 为了达成生拉下的高强度化,需要使用增多C含量的过共析钢,以弥补省略铅淬火处理时的强度降低量。但是,伴随使C含量增大,先共析渗碳体在晶界析出,存在使拉丝加工性降低这样的问题。由此,就希望实现一种即使为了高强度化而使C含量增大时,仍可一边抑制来自先共析渗碳体的影响,一边能够生拉的特性(将这样的特性称为“生拉性”)优异的线材。

[0008] 至今为止,也提出有各种使拉丝加工性提高的技术。例如在专利文献1中,提出了一种用熔融盐浴进行热轧后的冷却,从而使拉丝加工性提高的技术。该技术被称为直接铅淬火处理。但是,在用熔融盐浴进行的直接铅淬火处理中存在这样的问题,其若与鼓风冷却相比,则制造成本高,另外设备的维护性也低。而且,所得到的钢材的拉丝加工性低,以减面率计为80%左右,金属丝(钢丝)的强度水平也停留在180~190kgf/mm<sup>2</sup>(1764~1862MPa)左

右。

[0009] 另一方面,在专利文献2中公开有一种技术,其是通过热轧后的冷却条件的控制来使线材强度提高,省略铅淬火处理。但是,由该技术得到的钢材的拉丝加工性低,以减面率计为50%左右,金属丝的强度水平也为1350~1500MPa左右。

[0010] 现有技术文献

[0011] 专利文献

[0012] 专利文献1:日本特开平04-289128号公报

[0013] 专利文献2:日本特开平05-287451号公报

## 发明内容

[0014] 发明所要解决的课题

[0015] 本发明在这样的状况之下形成,其目的在于,提供一种生拉性良好,而且也能够达到既定的高强度的高强度钢丝用线材、及由这样的高强度钢丝用线材得到的高强度钢丝,以及高强度镀锌钢丝。

[0016] 用于解决课题的手段

[0017] 能够达成上述目的的所谓本发明的高强度钢丝用线材的特征在于,分别含有C:0.80~1.3%(质量%的意思、涉及成分组成、以下均同)、Si:0.1~1.5%、Mn:0.1~1.5%、P:高于0%并在0.03%以下、S:高于0%并在0.03%以下、Ti:0.02~0.2%、Al:0.01~0.10%、和N:0.001~0.006%,余量由铁和不可避免的杂质构成,满足下述(1)式的关系。

[0018]  $0.05\% \geq [\text{Ti}^*] \geq (0.0023 \times [\text{C}]) \cdots (1)$

[0019] 其中,  $[\text{Ti}^*]$  = (总Ti量-大小为0.1 $\mu\text{m}$ 以上的化合物型Ti量),  $[\text{C}]$  表示C的含量(质量%)。

[0020] 还有,前述所谓大小为0.1 $\mu\text{m}$ 以上的化合物型Ti量的意思是以网眼0.1 $\mu\text{m}$ 的筛网过滤后的残渣中的化合物型Ti的量。

[0021] 在本发明的高强度钢丝用线材中,优选金属组织是面积率90%以上的珠光体相,并且先共析渗碳体的最大长度为15 $\mu\text{m}$ 以下。另外,优选线材中的固溶N量高于0%并在0.0005%以下。

[0022] 在高强度钢丝用线材的化学成分组成中,根据需要,还含有(a)B:高于0%并在0.010%以下;(b)Cr:高于0%并在0.5%以下;(c)V:高于0%并在0.2%以下;(d)选自Ni:高于0%并在0.5%以下、Cu:高于0%并在0.5%以下、Mo:高于0%并在0.5%以下、Co:高于0%并在1.0%以下和Nb:高于0%并在0.5%以下中的一种以上等也有效,根据所含有的成分的种类,线材的特性得到进一步改善。

[0023] 本发明也包括对于上述这样的高强度钢丝用线材进行拉丝加工(例如,拉拔加工)而得到的高强度钢丝。另外在对于该高强度钢丝实施熔融镀锌而制作的高强度镀锌钢丝中,优选抗拉强度TS为下述(2)式所规定的抗拉强度TS\*以上。

[0024]  $\text{TS}^* = -87.3D + 2234 \text{ (MPa)} \cdots (2)$

[0025] 其中,D表示高强度镀锌钢丝的线径(mm)。

[0026] 发明效果

[0027] 根据本发明,通过一边考虑微细的TiC的析出状况,一边严密地规定其化学成分组

成,能够得到生拉性优异,而且达成高强度的高强度钢丝用线材。由这样的高强度钢丝用线材得到的钢丝作为桥梁等所使用的钢缆的原材,即作为熔融镀锌钢丝和钢绞合线的原材极其有用。

### 具体实施方式

[0028] 本发明人等为了解决上述课题,对于线材组织和拉丝加工性的关系进行了研究。特别是对于过共析钢中的先共析渗碳体的析出机理也进行了研究。其结果判明,通过在晶界邻域使微细的TiC析出,能够抑制先共析渗碳体的析出。效果最大的是大小为 $0.1\mu\text{m}$ 以下的微细TiC,需要充分确保微细TiC的析出量。钢材的C含量越高,渗碳体越容易析出,因此就需要更多的微细TiC。因为粗大的TiC难以显现这样的效果,所以需要使微细TiC尽可能多地析出。适当地控制TiC的析出量和尺寸分布极其重要。

[0029] 如上述通过使大小为 $0.1\mu\text{m}$ 以下的微细TiC在奥氏体晶界邻域析出,能够使晶界能减少,抑制先共析渗碳体的析出。为了直接评价微细TiC,需要极大的劳力和费用,但利用电解提取残渣测量能够简易地进行评价。即,在室温下,钢中的Ti的全部量成为TiC、TiN等化合物,其中TiN的大小为 $5\sim 10\mu\text{m}$ 左右。因此,若测量大小为 $0.1\mu\text{m}$ 以上的化合物型Ti的量,更具体地说,是测量经过网眼 $0.1\mu\text{m}$ 的筛网进行了过滤的残渣中的化合物型Ti的量,并将其从钢中的总Ti中减去,把所得到的值作为[Ti\*],则该[Ti\*]表示通过了筛网的微细TiC的量。还有,前述所谓化合物型Ti的意思是作为化合物存在的Ti。

[0030] 因为钢中的C含量越多,先共析渗碳体越容易析出,所以大量需要微细TiC。从这样的关系出发,设C含量为[C]时,上述[Ti\*]需要为 $0.0023\times [C]$ 以上,优选为 $0.0023\times [C]+0.001\%$ 以上,更优选为 $0.0023\times [C]+0.005\%$ 以上的量。另一方面,若使微细TiC大量析出,则晶界脆化,线材的韧性降低,因此在拉丝时引起纵裂纹。从这一观点出发,上述[Ti\*]的上限为 $0.05\%$ 以下,优选为 $0.03\%$ 以下,更优选为 $0.01\%$ 以下。

[0031] 为了满足作为线材的基本成分,并且适当地控制TiC的析出状态,本发明的钢丝用线材也需要适当地调整其化学成分组成。从这一观点出发,线材的化学成分组成的范围设定理由如下。

[0032] (C: $0.80\sim 1.3\%$ )

[0033] C是对于强度的上升有效的元素,随着C含量增加,冷加工后的钢丝的强度提高。为了达成本发明的目标强度水平,C含量需要为 $0.80\%$ 以上。但是,若C含量变得过剩,则先共析渗碳体在晶界析出,阻碍拉丝加工性。从这一观点出发,C含量需要为 $1.3\%$ 以下。C含量的优选的下限为 $0.84\%$ 以上,更优选为 $0.90\%$ 以上,优选的上限为 $1.2\%$ 以下,更优选为 $1.1\%$ 以下。

[0034] (Si: $0.1\sim 1.5\%$ )

[0035] Si是有效的脱氧剂,发挥着减少钢中的氧化物系夹杂物的效果。另外,还具有的效果是,使线材的强度上升,并且抑制伴随熔融镀锌时的热过程而来的渗碳体粒状化,抑制强度降低。为了使这样的效果有效地发挥,需要使Si含有 $0.1\%$ 以上。但是,若Si含量变得过剩,则使线材的韧性降低,因此需要为 $1.5\%$ 以下。Si含量的优选的下限为 $0.15\%$ 以上,更优选为 $0.20\%$ 以上,优选的上限为 $1.4\%$ 以下,更优选为 $1.3\%$ 以下。

[0036] (Mn: $0.1\sim 1.5\%$ )

[0037] Mn大幅提高钢材的淬硬性,因此使鼓风冷却时的相变温度降低,具有提高珠光体组织的强度的效果。为了有效地发挥这些效果,Mn含量需要为0.1%以上。但是,Mn是容易偏析的元素,若过剩地含有,则Mn偏析部的淬硬性过剩地增大,有生成马氏体等的过冷组织的危险。考虑到这些影响,Mn含量的上限为1.5%以下。Mn含量的优选的下限为0.2%以上,更优选为0.3%以上,优选的上限为1.4%以下,更优选为1.3%以下。

[0038] (P:高于0%并在0.03%以下,S:高于0%并在0.03%以下)

[0039] P和S在旧奥氏体晶界偏析而使晶界脆化,使疲劳特性降低,因此以尽可能低的方法为宜,但在工业生产上,使其上限为0.03%以下。其含量均优选为0.02%以下,更优选为0.01%以下。还有,P和S在钢材中是不可避免被包含的杂质,使其量达到0%,在工业生产上有困难。

[0040] (Ti:0.02~0.2%)

[0041] Ti对于本发明的线材是极其重要的元素,通过在晶界邻域以TiC的形式微细地析出,发挥着抑制先共析渗碳体的析出的效果。这是基于如下作用:以TiC的形式固定晶界邻域的C,局部性地降低C含量;以及利用0.1 $\mu$ m以下的微细的TiC缓和晶界能,妨碍渗碳体的成核。另外,Ti与Al同样,也有基于氮化物的生成带来的晶粒微细化效果、韧性提高效果。为了发挥这样的效果,需要使Ti含有0.02%以上。但是,若Ti的含量变得过剩,则TiC过剩地析出而使晶界脆化,韧性降低。从这一观点出发,Ti含量需要为0.2%以下。Ti含量的优选的下限为0.03%以上,更优选为0.04%以上,优选的上限为0.18%以下,更优选为0.16%以下。

[0042] (Al:0.01~0.10%)

[0043] Al拥有强力的脱氧效果,具有减少钢中的氧化物系夹杂物的效果。另外,也能够期待基于氮化物的钉扎作用的晶粒微细效果、固溶N的减少效果。为了发挥这样的效果,需要使Al含有0.01%以上。但是,若Al含量变得过剩,则Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>这样的Al系夹杂物增大,出现拉丝加工时的断线率上升等的弊端。为了对此加以防止,Al含量需要为0.10%以下。Al含量的优选的下限为0.02%以上,更优选为0.03%以上,优选的上限为0.08%以下,更优选为0.06%以下。

[0044] (N:0.001~0.006%)

[0045] N作为侵入型元素若在钢中固溶,则经起应变时效造成的脆化,使线材的韧性降低。因此,钢中的N含量(总N)的上限为0.006%以下。但是,带来这样的弊端的是在钢中固溶的固溶N,作为氮化物析出的化合物型N,不会对韧性造成不良影响。因此,与钢中N(总N)不同,期望控制的是在钢中固溶的固溶N量,该固溶N量优选为0.0005%以下,更优选为0.0003%以下。另一方面,工业生产上,使钢中N减少至低于0.001%有困难,因此使钢中N含量的下限为0.001%以上。还有,钢中N含量的优选的上限为0.004%以下,更优选为0.003%以下。

[0046] 本发明所规定的含有元素如上述,余量是铁和不可避免的杂质,作为该不可避免的杂质,能够允许因原料、物资、制造设备等的状况而掺杂的元素的混入。另外,根据需要,还分别单独或适宜组合地含有以下元素也有效:(a)B:高于0%并在0.010%以下;(b)Cr:高于0%并在0.5%以下;(c)V:高于0%并在0.2%以下;(d)选自Ni:高于0%并在0.5%以下、Cu:高于0%并在0.5%以下、Mo:高于0%并在0.5%以下、Co:高于0%并在1.0%以下和Nb:高于0%并在0.5%以下中的一种以上,根据所含有的成分的种类,线材的特性得到进一步

改善。使这些元素含有时的范围设定理由如下。

[0047] (B: 高于0%并在0.010%以下)

[0048] B妨碍先共析铁素体和先共析渗碳体的生成,具有容易将组织控制为均匀的珠光体组织的效果。另外,其以BN的形式固定钢中的N,从而抑制应变时效,使线材的韧性提高。为了有效地发挥这些作用,优选使B含有0.0003%以上。更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。但是,若B的含量变得过剩,则与铁的化合物(B-constituent)析出,引起热轧时的裂纹,因此优选使其上限为0.010%以下。还有,B的含量的更优选的上限为0.008%以下,进一步优选为0.006%以下。

[0049] (Cr: 高于0%并在0.5%以下)

[0050] Cr使珠光体的片层间隔微细化,具有提高线材的强度和韧性的效果。另外,与Si同样,具有抑制镀锌时的线材的强度降低的效果。但是,即使Cr含量过剩,其效果也是饱和,在经济上造成浪费,因此作为适当的含量而优选为0.5%以下。还有,为了有效地发挥Cr带来的效果,优选使Cr含有0.001%以上,更优选为0.05%以上。另外,Cr含量的更优选的上限为0.4%以下,进一步优选为0.3%以下。

[0051] (V: 高于0%并在0.2%以下)

[0052] V生成微细的碳·氮化物(意思是碳化物、氮化物和碳氮化物),因此除了具有强度上升和晶粒的微细化效果之外,还能够期待其通过固定固溶N而抑制时效脆化。为了有效地发挥来自V的效果,优选使V含有0.001%以上,更优选为0.05%以上。但是,即使V含量过剩,其效果也是饱和,在经济上造成浪费,因此作为适当的含量,优选为0.2%以下。V含量更优选为0.18%以下,进一步优选为0.15%以下。

[0053] (选自Ni: 高于0%并在0.5%以下、Cu: 高于0%并在0.5%以下、Mo: 高于0%并在0.5%以下、Co: 高于0%并在1.0%以下和Nb: 高于0%并在0.5%以下中的一种以上)

[0054] Ni对提高拉丝加工后的钢丝的韧性是有效的元素。为了有效地发挥Ni的效果,优选使Ni含有0.05%以上,更优选为0.1%以上。但是,即使Ni含量过剩,其效果也是饱和,在经济上造成浪费,因此适当的Ni含量优选为0.5%以下,更优选为0.4%以下,进一步优选为0.3%以下。

[0055] Cu和Mo对于提高钢丝的耐腐蚀性是有效的元素。为了使这样的效果有效地发挥,均优选含有0.01%以上,更优选为0.05%以上。但是,若Cu的含量变得过剩,则Cu与S反应而在晶界部使CuS偏析,在线材制造过程中使瑕疵发生,因此优选其上限值为0.5%以下,更优选为0.4%以下,进一步优选为0.3%以下。

[0056] 另一方面,Mo也与Cu同样,对于提高钢丝的耐腐蚀性是有效的元素,但若Mo的含量变得过剩,则热轧时容易发生冷组织,另外也使延展性劣化。由此,Mo的含量的上限值优选为0.5%以下,更优选为0.4%以下,进一步优选为0.3%以下。

[0057] Co具有的效果是减少先共析渗碳体,容易将组织控制为均匀的珠光体组织。但是,即使Co过剩地含有,其效果也是饱和,在经济上造成浪费。因此,优选使Co含量的上限值为1.0%以下,更优选为0.8%以下,进一步优选为0.5%以下。还有,为了有效地发挥Co的效果,优选含有0.05%以上,更优选为0.1%以上,进一步优选为0.2%以上。

[0058] Nb与Ti同样,形成氮化物而有助地晶粒微细化,除此之外,也能够期待通过固定固溶N带来的时效脆化抑制。但是,即使过剩地含有Nb,其效果也是饱和,在经济上造成浪费。

因此,优选使Nb含量的上限值为0.5%以下,更优选为0.4%以下,进一步优选为0.3%以下。还有,为了有效地发挥Nb的效果,优选含有0.05%以上,更优选为0.1%以上,进一步优选为0.2%以上。

[0059] 本发明的高强度钢丝用线材中,优选金属组织以珠光体相为主体(例如,以面积率计为90%以上),但能够允许其他的相(例如,先共析铁素体、贝氏体)部分地(10面积%以下)混入。

[0060] 在本发明中,还优选对于先共析渗碳体的长度也进行控制。这是因为,由线材的D/4(D:线材的直径)向中心侧析出的先共析渗碳体,在拉丝加工中使裂缝发生,成为杯状断线的原因。形成珠光体的片状结构的渗碳体(片状渗碳体),具有对应于拉丝加工而转动,沿线材纵长方向取向的性质。但是,先共析渗碳体与周围的组织不能同一步调转动,从其界面使裂缝发生。支配其转动的因素是先共析渗碳体的长度。若先共析渗碳体的长度(最大长度)比15 $\mu\text{m}$ 大,则难以转动,会成为裂缝的发生源,但因为短的容易转动,所以不怎么会阻碍拉丝加工性。从这一观点出发,先共析渗碳体的长度(最大长度)优选为15 $\mu\text{m}$ 以下,更优选为13 $\mu\text{m}$ 以下,进一步优选为10 $\mu\text{m}$ 以下。还有,先共析渗碳体的长度的下限未特别限定,例如也可以为0.1 $\mu\text{m}$ 左右。

[0061] 本发明的高强度钢丝用线材生拉性优异,并且能够达成高强度。本发明的线材的抗拉强度例如可以为1100MPa以上,优选为1200MPa以上。抗拉强度的上限没有特别限定,但通常为1500MPa左右。

[0062] 在制造本发明的高强度钢丝用线材时,使用以上述方式调整了化学成分组成的钢坯,遵循通常的制造条件制造即可。其中,用于适当地调整线材的组织等的优选的制造条件如下。

[0063] 在高碳钢线材的制造过程中,一般是加热调整为既定的化学成分组成的钢坯而使之奥氏体化,通过热轧得到既定的线径的线材后,在冷却输送机上进行冷却的过程中成为珠光体组织。这时,热轧中能够得到伴随动态的再结晶而来的微细奥氏体组织,通过在再结晶的同时使TiC析出,能够使该TiC微细分散于晶界邻域。在此,将对于结晶粒度的影响最大的终轧4个道次(从终轧道次开始数至第四道次的4个道次)的减面应变设为 $\epsilon$ 时,通过使该减面应变 $\epsilon$ 为0.4以上,能够使晶粒充分地微细化,使TiC微细分散。在此,减面应变 $\epsilon$ 由 $\epsilon = \ln(S_1/S_2)$ 表示( $S_1$ :表示轧辊进入侧的线材截面积, $S_2$ :表示同一放出侧的线材截面积。)。减面应变 $\epsilon$ 的优选的下限为0.42以上,更优选为0.45以上,减面应变 $\epsilon$ 的优选的上限为0.8以下,更优选为0.6以下。

[0064] 另外,在轧制后的冷却过程中,微细析出的TiC的粗大化进行。这时重要的要件是,线材的载置温度。通过将载置温度控制在850~950 $^{\circ}\text{C}$ ,能够得到预期的TiC的析出状态,因此优选。若该载置温度超过950 $^{\circ}\text{C}$ ,则TiC粗大化,低于850 $^{\circ}\text{C}$ 时,TiC成为过于微细的状态。载置温度的上限更优选为940 $^{\circ}\text{C}$ 以下,进一步优选为930 $^{\circ}\text{C}$ 以下。载置温度的下限更优选为870 $^{\circ}\text{C}$ 以上,进一步优选为880 $^{\circ}\text{C}$ 以上。

[0065] 在轧制后的冷却过程中,通过鼓风冷却进行冷却,但若这时的冷却速度(平均冷却速度)过快,则贝氏体等容易混入,不能成为珠光体相主体的组织。从这一观点出发,载置温度的范围内的平均冷却速度优选为20 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下,更优选为18 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下,进一步优选为14 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下。还有,从进一步减少先共析渗碳体的析出这一观点出发,这时的平均冷却速度

的下限优选为3℃/秒以上,更优选为4℃/秒以上,进一步优选为5℃/秒以上。

[0066] 本发明的高碳钢线材(高强度钢丝用线材)的生拉性良好,通过拉丝加工,能够得到发挥强度、扭绞值等的期望的特性的强度高钢丝。这样的高强度钢丝,一般会对其表面实施熔融镀锌而作为高强度镀锌钢丝使用。拉丝加工的减面率没有特别限定,但本发明的线材生拉性良好,即使减面率例如超过80%,进而达到83%以上,也不会发生断线,而能够进行拉丝。减面率的上限没有特别限定,例如为95%以下。熔融镀锌的进行例如在350℃以上(优选为400℃以上),550℃以下(优选为500℃以下)的熔融锌浴中,浸渍15秒~1分钟左右即可。进行了拉拔加工等拉丝加工之后的钢丝的线径越变小,当然强度越高。该高强度镀锌钢丝的抗拉强度TS优选为下述(2)式所规定的抗拉强度TS\*以上,更优选为TS\*+50(MPa)以上,进一步优选为TS\*+100(MPa)以上。还有,下述(2)式的关系是通过实验求得的。

[0067]  $TS^* = -87.3D + 2234 \text{ (MPa)} \cdots (2)$

[0068] 其中,D表示高强度镀锌钢丝的线径(mm)。

[0069] 本申请基于2013年3月27日申请日本国专利申请第2013-67465号主张优先权的利益。2013年3月27日申请的日本国专利申请第2013-67465号的说明书的全部内容,在本申请中用于参考而援引。

[0070] 以下,通过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、后述的主旨的范围内当然可以加以变更实施,这些均包含在本发明的技术范围内。

[0071] **【实施例】**

[0072] 使用下述表1所示的化学成分组成(钢种A~S)的钢坯(截面形状为155mm×155mm),进行热轧而加工成既定的线径,在冷却输送机上呈环状载置,通过利用鼓风冷却进行的控制冷却使珠光体相变进行后,卷取成卷状而得到各种轧制材卷材。还有,表1中,“-”意思是无添加。

[0073] **【表1】**

[0074]

化学成分组成\*(质量%)

钢种	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Ti	Cr	V	B	Mo	Cu	Co	Ni	Nb
A	1.05	0.40	0.30	0.035	0.010	0.010	0.0042	0.06	-	-	-	-	-	-	-	-
B	0.92	0.90	0.50	0.040	0.011	0.006	0.0037	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-
C	0.98	0.60	0.70	0.030	0.008	0.008	0.0053	0.08	0.15	-	-	-	-	-	-	-
D	0.88	0.60	0.70	0.033	0.010	0.010	0.0044	0.07	0.20	-	0.0015	-	-	-	-	-
E	1.05	0.70	0.85	0.070	0.010	0.011	0.0032	0.13	-	0.07	-	-	-	-	-	-
F	0.97	0.62	0.51	0.060	0.007	0.010	0.0046	0.08	-	-	0.0020	-	-	-	-	-
G	0.84	0.43	1.20	0.040	0.010	0.020	0.0051	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-
H	1.02	0.60	0.70	0.030	0.020	0.008	0.0048	0.09	0.20	-	0.0022	-	-	-	-	-
I	0.90	0.50	0.81	0.090	0.007	0.010	0.0052	0.09	-	-	-	-	0.07	-	-	-
J	1.20	0.40	0.60	0.050	0.008	0.012	0.0031	0.05	-	-	-	-	-	0.20	-	-
K	0.85	0.24	0.61	0.020	0.006	0.008	0.0042	0.16	0.15	0.20	-	-	-	0.20	-	-
L	1.30	0.69	0.51	0.080	0.010	0.007	0.0058	0.18	0.20	-	-	-	-	-	-	0.21
M	0.80	0.25	0.50	0.020	0.015	0.011	0.0036	0.08	-	-	0.0012	-	-	-	-	-
N	0.93	1.43	1.50	0.030	0.010	0.010	0.0052	0.13	-	-	-	0.20	-	-	-	-
O	1.10	0.20	0.80	0.050	0.008	0.013	0.0047	0.07	0.30	-	-	-	-	-	-	-
P	0.72	0.39	0.68	0.070	0.010	0.010	0.0018	0.05	-	-	-	-	-	-	-	0.10
Q	1.40	0.40	0.58	0.060	0.008	0.011	0.0037	0.03	-	-	-	-	-	-	-	0.10
R	0.96	0.61	0.59	0.050	0.008	0.011	0.0044	0.01	-	-	-	-	-	-	-	-
S	0.89	0.69	0.70	0.080	0.008	0.010	0.0053	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-

\*余量：铁，和P、S以外的不可避免的杂质

[0075] 对于所得到的轧制材，切掉末端(即，轧制材的端部)的不稳定部分后，提取合格品的末端，根据下述的方法进行轧制材的评价(轧制材线径、[Ti\*]、固溶N量、先共析渗碳体最大长度、组织、抗拉强度TS)。还有，表2中的“加热温度”是热轧前的加热炉温度，减面应变 $\epsilon$ 是终轧4个道次(从终轧道次开始数至第四道次的合计4个道次)的合计减面应变。另外，“平

均冷却速度”是从载置至800℃的冷却速度进行了平均的速度。但是,在试验No.5中,采用从载置至750℃的平均冷却速度。

[0076] (TiC的分布状态、固溶N量的评价)

[0077] 关于[Ti\*]和固溶N量,通过电解提取残渣测量进行评价。在该测量中,使用10%乙酰丙酮溶液进行提取,筛网使用0.1 $\mu$ m的筛网。残渣中的化合物型Ti量使用ICP (Inductively Coupled Plasma) 发光分析法测量,化合物型N量、化合物型B量使用吸光光度法,AlN量使用溴代酯(ブロムエステル)法测量。用于溴代酯法的试料量为3g,用于发光分析法、吸光光度法的试料量为0.5g。还有,TiC的析出状态只要不经历至少1000℃以上的加热处理就没有变化,因此也可以用拉拔加工后、熔融镀锌后的钢丝进行测量。根据这些值,基于[Ti\*]=总Ti量-大小为0.1 $\mu$ m以上的化合物型Ti量测量[Ti\*]量,并且根据固溶N=总N量-化合物型N量,测量固溶N量。

[0078] (轧制材的抗拉强度TS、组织的评价)

[0079] 对于轧制材的末端试样进行拉伸试验,测量轧制材的抗拉强度TS。这时求得3次(n=3)的平均值。另外,将相同的末端试样埋入树脂,以扫描型电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)进行观察,评价先共析渗碳体的状态。观察线材纵长方向和垂直的截面(横截面),在截面内测量相对于D/4(D:线材的直径)而在中心侧所观察到的板状的先共析渗碳体的最大长度。还有,在先共析渗碳体的前端有很多分枝时,采用各枝的长度合计的值。

[0080] 这时的制造条件和评价结果显示在下述表2中。还有,表2中还展示轧制材的 $0.0023 \times [C]$ 的值(C为轧制材的C含量)。

[0081] 【表2】

[0082]

试验 No.	钢种	轧制条件				轧制后的线材						
		加热温度 (°C)	减面应变 $\epsilon$ (-)	退火温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/秒)	轧制材线径 (mm)	[Ti] (质量%)	0.0023 × [C] (质量%)	固溶量 (质量%)	先共析铁素体最大长度 (μm)	组织	TS (MPa)
1	A	1100	0.41	900	8	14.0	0.0070	0.0024	0.0003	10	P	1293
2	B	1050	0.47	850	8	13.0	0.0040	0.0021	0.0003	8	P	1266
3	C	1100	0.43	900	8	13.5	0.0102	0.0023	0.0002	7	P	1308
4	C	1100	0.47	1000	8	13.0	0.0017	0.0023	0.0005	18	P	1267
5	C	1100	0.43	800	8	13.5	0.0600	0.0023	0.0003	10	P	1306
6	C	1100	0.27	870	8	13.0	0.0018	0.0023	0.0003	17	P	1287
7	C	1100	0.60	870	25	13.0	0.0014	0.0023	0.0003	7	P+B	1341
8	D	1000	0.51	850	14	8.0	0.0041	0.0020	0.0004	3	P	1251
9	E	1000	0.46	900	11	10.0	0.0103	0.0024	0.0002	7	P	1421
10	F	1150	0.51	920	14	8.0	0.0064	0.0022	0.0004	7	P	1383
11	G	1150	0.51	850	14	8.0	0.0035	0.0019	0.0002	1	P	1277
12	H	1000	0.47	880	8	13.0	0.0321	0.0023	0.0005	11	P	1321
13	I	1000	0.46	850	12	9.0	0.0261	0.0021	0.0001	5	P	1259
14	J	1150	0.45	900	17	6.4	0.0037	0.0028	0.0003	13	P	1423
15	K	1100	0.46	900	18	6.0	0.0076	0.0020	0.0001	4	P	1279
16	L	1100	0.46	900	18	6.0	0.0042	0.0030	0.0011	13	P	1463
17	M	1100	0.43	870	7	16.0	0.0037	0.0018	0.0002	1	P	1216
18	N	1150	0.47	880	8	13.0	0.0079	0.0021	0.0001	6	P	1237
19	O	1150	0.48	940	14	8.0	0.0206	0.0025	0.0015	11	P	1357
20	P	1100	0.42	820	8	13.0	0.0102	0.0017	0.0005	0	P	1087
21	Q	1100	0.54	820	8	13.0	0.0201	0.0032	0.0004	22	P	1403
22	R	1100	0.43	850	8	13.0	0.0014	0.0022	0.0004	18	P	1256
23	S	1100	0.42	880	14	8.0	0.0760	0.0020	0.0001	2	P	1121

[0083] 将上述得到的各轧制材通过冷拉丝而加工至既定的线径,在440~460℃的熔融锌浴中浸渍30秒左右,得到熔融镀锌钢丝。另外通过拉伸试验评价金属丝(熔融镀锌钢丝)的

抗拉强度TS。此时，测量3次(n=3)的平均值。另外，通过扭绞试验测量扭绞值，再由断面形状的观察判定有无纵裂纹。对于扭绞值，将达到断裂所需的扭绞次数以夹盘间距100mm进行标准化，计算3次(n=3)的平均值。通过3次扭绞试验，即使是可见1条纵裂纹时，也判定为有纵裂纹。

[0084] 熔融镀锌钢丝的评价结果(线径、冷拉丝时的减面率、抗拉强度TS、由所述(2)式求得的抗拉强度TS\*、有无纵裂纹)显示在下述表3中。

[0085] 【表3】

试验 No.	钢种	镀锌钢丝					
		线径 (mm)	减面率 (%)	TS (MPa)	TS* (MPa)	扭绞值 (次)	有无纵裂纹
1	A	5.2	86.2	2103	1780	34	无
2	B	5.1	84.6	2034	1789	34	无
3	C	5.2	85.2	2140	1780	32	无
4	C	断线					
5	C	5.2	85.2	2104	1780	13	有
6	C	断线					
7	C	断线					
8	D	2.9	86.9	2203	1981	42	无
9	E	3.7	86.3	2274	1911	31	无
10	F	2.8	87.8	2301	1990	46	无
11	G	2.9	86.9	2206	1981	36	无
12	H	5.1	84.6	2140	1789	44	无
13	I	3.3	86.6	2168	1946	32	无
14	J	2.3	87.1	2301	2033	31	无
15	K	2.4	84.0	2268	2024	33	无
16	L	2.2	86.6	2311	2042	22	无
17	M	5.8	86.9	2312	1728	43	无
18	N	5.2	84.0	2097	1780	37	无
19	O	3.2	84.0	2234	1955	21	无
20	P	4.5	88.0	1820	1841	34	无
21	Q	断线					
22	R	断线					
23	S	3.2	84.0	2031	1955	11	有

[0086]

[0087] 由这些结果可以进行如下分析。即，试验No.1~3、8~19全部满足本发明所规定的要件，其组织全部为90面积%以上。另外，拉丝加工中未见断线等异常，熔融镀锌处理后的金属丝强度和扭绞特性良好。其中，试验No.16、19中固溶N量稍多，扭绞值有一些降低。

[0088] 相对于此，试验No.4~7、20~23是不满足本发明所规定的某一要件(或者还有不满足优选的要件)的例子，可知在拉丝加工中可见断线等异常，或者在熔融镀锌处理后的金属丝强度或扭绞特性的任意一项差。

[0089] 其中，试验No.4因为载置温度高达1000℃，[Ti\*]量少(即，TiC粗大化。此外，先共析渗碳体的最大长度高于15μm。)所以不能充分地抑制先共析渗碳体，拉丝途中发生断线。试验No.5因为载置温度低至800℃，[Ti\*]量过剩(即，TiC过剩地微细化)，所以晶界脆化，发生了纵裂纹。

[0090] 试验No.6因为最终4道次的减面应变ε小，晶粒未充分微细化，[Ti\*]量少(即，TiC

未微细化。此外,先共析渗碳体的最大长度高于 $15\mu\text{m}$ 。),所以不能充分地抑制先共析渗碳体,在拉丝途中发生断线。试验No.7因为冷却速度快,轧制材组织成为珠光体和贝氏体的混合组织(贝氏体的面积率:40%),所以拉丝性降低,拉丝中发生了断线。

[0091] 试验No.20是使用了C含量少的钢材(钢种P)的例子,钢丝的强度降低。试验No.21是使用了C含量过剩的(钢种Q)的例子,不能抑制先共析渗碳体,发生了断线。

[0092] 试验No.22是使用了Ti含量少的钢材(钢种R)的例子,不能抑制先共析渗碳体,发生了断线。No.23是使用了Ti含量过剩的(钢种S)的例子,[Ti\*]量过剩,纵裂纹发生。

[0093] 产业上的利用可能性

[0094] 本发明的线材的生拉性优异,而且能够达成高强度,因此适合作为桥梁等所使用的钢缆的原材,即适合作为熔融镀锌钢丝、钢绞合线的原材,在产业上极其有用。