



## (12)发明专利

(10)授权公告号 CN 107002193 B

(45)授权公告日 2019.01.22

(21)申请号 201580062025.7

(22)申请日 2015.11.13

(65)同一申请的已公布的文献号  
申请公布号 CN 107002193 A

(43)申请公布日 2017.08.01

(30)优先权数据  
2014-233973 2014.11.18 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日  
2017.05.16

(86)PCT国际申请的申请数据  
PCT/JP2015/082007 2015.11.13

(87)PCT国际申请的公布数据  
W02016/080315 JA 2016.05.26

(73)专利权人 新日铁住金株式会社  
地址 日本东京

(72)发明人 松井直树 根石丰 千田彻志  
小幡晃久 堀彰史 千叶圭介

(74)专利代理机构 永新专利商标代理有限公司  
72002

代理人 周欣 陈建全

(51)Int.Cl.  
*G22C 38/00*(2006.01)  
*B21B 1/16*(2006.01)  
*G22C 38/32*(2006.01)  
*G22C 38/54*(2006.01)  
*G21D 8/06*(2006.01)

(56)对比文件  
CN 1316018 A,2001.10.03,  
CN 1316018 A,2001.10.03,  
CN 1950532 A,2007.04.18,  
EP 1045044 A1,2000.10.18,  
CN 103124801 A,2013.05.29,  
CN 103147201 A,2013.06.12,

审查员 刘彪

权利要求书2页 说明书19页 附图2页

### (54)发明名称

冷锻部件用轧制棒钢或轧制线材

### (57)摘要

该冷锻部件用轧制棒钢或轧制线材具有规定的化学组成, $Y1=[Mn] \times [Cr]$ 所表示的Y1与 $Y2=0.134 \times (D/25.4 - (0.50 \times \sqrt{[C]}) / (0.50 \times \sqrt{[C]})$ 所表示的Y2满足 $Y1 > Y2$ ,抗拉强度为750MPa以下,并且内部组织为铁素体-珠光体组织,在上述内部组织中,铁素体分率为40%以上。

1. 一种冷锻部件用轧制棒钢或轧制线材,其特征在于,其化学组成以质量%计含有  
 C:0.24~0.36%、  
 Si:低于0.40%、  
 Mn:0.20~0.45%、  
 S:低于0.020%、  
 P:低于0.020%、  
 Cr:0.70~1.45%、  
 Al:0.005~0.060%、  
 Ti:超过0.010%且为0.050%以下,  
 Nb:0.003~0.050%、  
 B:0.0003~0.0040%、  
 N:0.0020~0.0080%、  
 Cu:0~0.50%、  
 Ni:0~0.30%、  
 Mo:0~0.050%、  
 V:0~0.050%、  
 Zr:0~0.050%、  
 Ca:0~0.0050%、及  
 Mg:0~0.0050%、  
 剩余部分包含Fe及杂质,

下述式<1>、<2>所表示的Y1、Y2满足下述式<3>所表示的关系,  
 抗拉强度为750MPa以下,并且

内部组织为铁素体-珠光体组织,所述内部组织为除距离表面100 $\mu$ m的范围即表层部分以外的部分的组织,所述铁素体-珠光体组织是指以面积率计整体的95%以上为铁素体与珠光体的混合组织的组织,

在所述内部组织中,铁素体分率为40%以上,

$$Y1 = [\text{Mn}] \times [\text{Cr}] \quad \langle 1 \rangle$$

$$Y2 = 0.134 \times (D/25.4 - (0.50 \times \sqrt{[C]})) / (0.50 \times \sqrt{[C]}) \quad \langle 2 \rangle$$

$$Y1 > Y2 \quad \langle 3 \rangle$$

其中,上述式中的[C]、[Mn]、[Cr]表示各个元素的以质量%计的含量,D表示轧制棒钢或轧制线材的以单位mm计的直径。

2. 根据权利要求1所述的冷锻部件用轧制棒钢或轧制线材,其特征在于,所述化学组成以质量%计含有选自由

Cu:0.03~0.50%、

Ni:0.01~0.30%、

Mo:0.005~0.050%、及

V:0.005~0.050%

组成的组中的1种以上。

3. 根据权利要求1或2所述的冷锻部件用轧制棒钢或轧制线材,其特征在于,所述化学

组成以质量%计含有选自由

Zr:0.003~0.050%、

Ca:0.0005~0.0050%、及

Mg:0.0005~0.0050%

组成的组中的1种以上。

## 冷锻部件用轧制棒钢或轧制线材

### 技术领域

[0001] 本发明涉及作为冷锻部件的原材料适宜的冷锻性及耐粗粒化特性优异的轧制棒钢或轧制线材。本发明涉及特别是在淬火回火后HRC硬度达到 34以上、并且能够抑制淬火时的异常粒生长的、作为高强度冷锻部件的原材料适宜的冷锻性优异的轧制棒钢或轧制线材。

[0002] 本申请基于2014年11月18日在日本申请的日本特愿2014-233973号而主张优先权,将其内容援引于此。

### 背景技术

[0003] 冷锻的锻造后的部件的表面表皮、及尺寸精度优异,此外,通过冷锻制造的部件与通过热锻制造的部件相比,制造成本低,成品率也良好。因此,冷锻被广泛适用于齿轮或轴、螺栓等以汽车为首的各种产业机械或建筑结构物用的部件的制造。

[0004] 近年来,在汽车、产业机械等中使用的机械结构用部件中,小型・轻量化不断发展,在建筑结构物中,大型化不断发展。由于这样的背景,所以对通过冷锻制造的部件期望更进一步的高强度化。

[0005] 在这些冷锻部件中,以往使用了JIS G 4051中规定的机械结构用碳钢钢材、JIS G 4053中规定的机械结构用合金钢钢材等。这些钢材一般将在加热下进行制品轧制成棒钢或线材的形状而成的钢材进行球状化退火,重复进行拉拔或冷拉丝的工序后,通过冷锻而形成部件形状,通过淬火、回火等热处理调整为规定的强度、硬度。

[0006] 上述那样的机械结构用钢材含有0.20~0.40%左右的比较高的碳量,经由调质处理可以作为高强度部件使用。另一方面,上述那样的机械结构用钢材成为锻造原材料的轧制钢材即棒钢或线材的强度变高。因此,在制造过程中,若不附加冷拉丝及其后的球状化退火的工序而将钢材软质化,则在用于部件成形的冷锻时容易产生模具的磨损或裂纹,此外,在部件中产生裂纹等,产生制造上的问题。

[0007] 特别是近年来,随着部件高强度化,存在部件形状复杂化的倾向。由于部件形状越变得复杂则裂纹的产生越令人担忧,所以出于使通过淬火、回火而得到高强度的钢材在冷锻前进一步软质化的目的,采取将球状化退火处理长时间化、或者多次重复进行冷拉丝工序及球状化退火工序等对策。

[0008] 然而,这些对策不仅要花费人事费或设备费等成本,而且能耗也大。因此,期望能够将该工序省略或短时间化的钢材。

[0009] 基于这样的背景,以将球状化退火处理省略或短时间化作为目的,提出了硼钢等,其是在降低C、Cr、Mn等合金元素的含量而降低成为锻造原材料的轧制钢材的强度的基础上,通过添加硼来补偿由合金元素的降低引起的淬火性的降低。

[0010] 例如,在专利文献1中,公开了结晶粒粗大化防止特性和冷锻性优异的冷锻用热轧钢材及其制造方法。具体而言,在专利文献1中,公开了一种结晶粒粗大化特性和冷锻性优异的冷锻用热轧钢材和其制造方法,其特征在于,包含C:0.10~0.60%、Si:0.50%以下、

Mn:0.30~2.00%、P: 0.025%以下、S:0.025%以下、Cr:0.25%以下、B:0.0003~0.0050%、N: 0.0050%以下、Ti:0.020~0.100%，并且在钢的基体中具有20个/100 $\mu\text{m}^2$ 以上的直径为0.2 $\mu\text{m}$ 以下的TiC或Ti(CN)。

[0011] 此外,在专利文献2中公开了冷加工用机械结构用钢及其制造方法。具体而言,公开了一种冷加工用机械结构用钢和其制造方法,其特征在于,含有C、Si、Mn、P、S、Al、N、及Cr,金属组织具有珠光体和先共析铁素体,珠光体与先共析铁素体相对于全部组织的合计面积率为90%以上,并且先共析铁素体的面积率A与以 $A_e = (0.8 - C_{eq}) \times 96.75$  (其中,  $C_{eq} = [C] + 0.1 \times [Si] + 0.06 \times [Mn] + 0.11 \times [Cr]$  ([元素名])是指各元素的含量(质量%))所表示的 $A_e$ 之间具有 $A > A_e$ 的关系,先共析铁素体及珠光体中的铁素体的平均粒径为15~25 $\mu\text{m}$ 。此外,公开了在专利文献2的冷加工用机械结构用钢中,通过实施普通的球状化处理,能够实现充分的软质化。

[0012] 根据专利文献1中公开的技术,能够降低轧制钢材的硬度。因此,能够以低成本冷锻,此外,能够具备淬火加热时的结晶粒粗大化防止特性。然而,专利文献1的钢材由于钢的Cr含量低,所以淬硬性低,在提高部件的强度上有限。

[0013] 专利文献2中公开的冷加工用机械结构用钢通过实施普通的球状化退火处理,能够软质化,能够适用于高强度部件。然而,钢的化学成分的含量的平衡没有被最优化,此外轧制钢材的组织的铁素体分率实质上小。因此,若将制品轧制原状或实施了短时间的球状化退火处理的状态的钢材在部件的冷锻时使用,则产生裂纹,存在无法以低成本制造部件的问题。

[0014] 现有技术文献

[0015] 专利文献

[0016] 专利文献1:日本专利第3443285号公报

[0017] 专利文献2:日本特开2013-227602号公报

## 发明内容

[0018] 发明所要解决的问题

[0019] 本发明是鉴于上述现状而进行的,目的是提供淬硬性、冷锻性及耐粗粒化特性优异的高强度冷锻部件用的制成棒钢或线材的形状的轧制钢材。其中,淬硬性优异是指在淬火、回火后中心部的HRC硬度达到34以上。此外,冷锻性优异是指即使在冷锻前将球状化退火处理省略或短时间化、在冷锻时裂纹的产生也得到有效抑制。此外,耐粗粒化特性优异是指在淬火处理的加热时结晶粒的异常的粗大化得到抑制。

[0020] 用于解决问题的手段

[0021] 本发明人们为了解决上述的课题实施了各种研究。其结果是,得到下述的见解。

[0022] (a) 在即使将球状化退火处理省略或短时间化也能够实现部件的成形的程度确保冷锻性的情况下,必须将制品轧制原状的状态的钢材(轧制棒钢或轧制钢材)的抗拉强度设定为750MPa以下。此外,需要除有可能生成脱碳层的表层部分以外的内部组织为铁素体-珠光体组织,并且铁素体分率超过40%。

[0023] (b) 为了通过淬火、回火来确保高的部件强度,需要使C含量增大来提高淬火硬度(淬火后的硬度),并且使其含有Mn、Cr等合金元素来提高淬硬性。即,为了作为高强度冷锻



轧制棒线即使在淬火时向奥氏体域加热,结晶粒的异常粒生长也得到抑制,所以在所得到的高强度冷锻部件中,能够抑制部件强度的不均。

### 附图说明

[0042] 图1是表示实施例中经锻造成形的螺栓的形状的图。

[0043] 图2是表示Cr含量及Mn含量与淬火性的关系的图。

### 具体实施方式

[0044] 以下,对本发明一实施方式所述的冷锻部件用轧制棒钢或轧制线材(有时称为本实施方式所述的轧制棒线)进行详细说明。以下的说明中的各元素的含量的“%”表示是指“质量%”。

[0045] (A)关于化学组成(化学成分):

[0046] C:0.24~0.36%

[0047] C是提高钢材的淬火性而有助于强度提高的元素。为了得到该效果,将C含量设定为0.24%以上。进而在想要提高冷锻部件的淬火硬度的情况下,优选将C的含量设定为0.26%以上。另一方面,若C含量超过0.36%,则冷锻性降低。因此,将C含量设定为0.36%以下。进而在想要提高冷锻性的情况下,优选将C含量设定为0.33%以下。

[0048] Si:低于0.40%

[0049] 由于为了降低热轧后(轧制原状)的轧制钢材的抗拉强度,Si含量越低越优选,所以Si含量也可以为0%。另一方面,由于Si通过固溶强化来强化铁素体,所以以得到提高冷锻部件的回火硬度的效果作为目的,也可以含有Si。然而,由于Si含量为0.40%以上时冷锻性显著降低,所以即使在含有的情况下,Si含量也需要设定为低于0.40%。从冷锻性的观点出发,优选将Si含量设定为低于0.30%,进一步更优选设定为低于0.20%,若也考虑轧制钢材的抗拉强度,则更进一步优选为0.10%以下。

[0050] Mn:0.20~0.45%

[0051] Mn是提高钢材的淬火性的元素,为了得到该效果,将Mn含量设定为0.20%以上。为了更加提高淬火性,Mn优选含有0.25%以上。另一方面,若Mn含量超过0.45%,则由于在精轧后的冷却时铁素体相变的开始温度降低,导致铁素体分率降低,并且生成贝氏体,其结果是,钢材的冷锻性降低。因此,将Mn含量设定为0.45%以下。在想要进一步使冷锻性提高时,优选将Mn含量设定为0.42%以下,更优选设定为0.40%以下,更进一步优选设定为0.35%以下。

[0052] S:低于0.020%

[0053] S作为杂质而含有。S是使冷锻性降低的元素,其含量优选较少。特别是若S含量达到0.020%以上,则MnS变成被拉伸的粗大的形态,冷锻性显著降低。因此,将S含量限制在低于0.020%。优选低于0.010%。

[0054] P:低于0.020%

[0055] P作为杂质而含有。P是不仅使冷锻性降低,而且在向奥氏体温度域的加热时在晶界中偏析而成为淬火时的裂纹产生的要因的元素。因此,P含量优选较少。特别是若P含量达到0.020%以上,则冷锻性的降低或裂纹的产生变得显著。因此,将P含量设定为低于

0.020%。优选低于0.010%。

[0056] Cr:0.70~1.45%

[0057] Cr与Mn同样是提高钢材的淬火性的元素。为了得到该效果,将Cr含量设定为0.70%以上。为了稳定地得到高的淬火性,优选将Cr含量设定为0.80%以上,更优选设定为0.90%以上。另一方面,若Cr含量超过1.45%,则淬火性提高,但在精轧后的冷却时铁素体相变的开始温度降低而铁素体分率降低,生成贝氏体。其结果是,钢材的冷锻性降低。因此,将Cr含量设定为1.45%以下。在想要进一步提高冷锻性的情况下,优选将Cr含量设定为1.30%以下,更优选设定为1.20%以下。

[0058] Al:0.005~0.060%

[0059] Al是具有脱氧作用的元素。此外,Al是具有与N结合而形成AlN,并通过其钉扎效应将热轧时的奥氏体粒微细化而抑制贝氏体的生成的作用的元素。为了得到这些效果,将Al含量设定为0.005%以上。在想要更可靠地抑制贝氏体的生成的情况下,优选将Al的含量设定为0.015%以上,更优选设定为0.020%以上。另一方面,若Al含量超过0.060%,则不仅该效果饱和,而且生成粗大的AlN而冷锻性降低。因此,将Al含量设定为0.060%以下。从提高冷锻性的观点出发,Al含量优选为0.050%以下,更优选为0.045%以下。

[0060] Ti:超过0.010%且0.050%以下

[0061] Ti是具有与N或C结合而形成碳化物、氮化物或碳氮化物,并通过它们的钉扎效应而在热轧时将奥氏体粒微细化的效果的元素。奥氏体粒的微细化会抑制精轧后的冷却过程中的贝氏体的生成而有助于铁素体分率的提高。此外,Ti由于将固溶于钢中的N作为TiN固定而抑制BN的生成,所以也具有提高由B带来的淬火性提高的效果的作用。为了得到这些效果,将Ti含量设定为超过0.010%。Ti含量优选设定为0.020%以上,更优选设定为超过0.025%。另一方面,若Ti含量超过0.050%,则在精轧时微细的Ti的碳化物或碳氮化物大量析出,铁素体被强化而抗拉强度过度变高。因此,将Ti含量设定为0.050%以下。Ti含量优选为0.040%以下,更优选为0.035%以下。

[0062] Nb:0.003~0.050%

[0063] Nb是具有与C或N结合而形成碳化物、氮化物或碳氮化物、或与Ti一起形成复合碳氮化物,通过它们的钉扎效应在热轧时将奥氏体粒微细化的效果的元素。奥氏体粒的微细化会抑制精轧后的冷却过程中的贝氏体生成而有助于铁素体分率的提高。此外,Nb的碳化物、氮化物或碳氮化物会抑制将冷锻部件淬火时的加热时的结晶粒的异常粒生长。为了得到这些效果,将Nb含量设定为0.003%以上。Nb含量优选为0.005%以上,在想要进一步稳定地得到这些效果的情况下,更优选将Nb含量设定为0.010%以上。另一方面,若Nb含量超过0.050%,则不仅这些效果饱和,而且冷锻性降低。因此,将Nb含量设定为0.050%以下。Nb含量优选为0.040%以下,更优选为0.030%以下。

[0064] B:0.0003~0.0040%

[0065] B是以微量的含有对提高淬火性有效的元素。为了得到该效果,将B含量设定为0.0003%以上。在想要进一步提高淬火性的情况下,优选将B的含量设定为0.0005%以上,更优选设定为0.0010%以上。另一方面,若B含量超过0.0040%,则淬火性提高效果饱和,并且冷锻性降低。在使冷锻性进一步提高的情况下,优选将B含量设定为0.0030%以下,更优选设定为0.0025%以下。

[0066] N:0.0020~0.0080%

[0067] N具有与Al、Ti或Nb结合而生成氮化物或碳氮化物而抑制热轧时的奥氏体粒的微细化或将冷锻部件进行淬火时的加热时的异常粒生长的效果。为了得到该效果,将N含量设定为0.0020%以上。优选为0.0030%以上。另一方面,若N含量变得过量,则不仅效果饱和,而且N与B结合而生成氮化物,由B带来的淬硬性提高的效果减弱。因此,将N含量设定为0.0080%以下。为了稳定地使淬硬性提高,优选将N含量设定为低于0.0070%,更优选设定为0.0060%以下。

[0068] 在本实施方式所述的棒线中,除了控制各元素的含量以外,还需要控制元素的含量的平衡。具体而言,下述式<1>所表示的Y1与式<2>所表示的Y2满足式<3>所表示的关系。

[0069]  $Y1 = [Mn] \times [Cr]$  式<1>

[0070]  $Y2 = 0.134 \times (D/25.4 - (0.50 \times \sqrt{[C]})) / (0.50 \times \sqrt{[C]})$  式<2>

[0071]  $Y1 > Y2$  式<3>

[0072] 其中,式中的[C]、[Mn]、[Cr]表示各个元素的以质量%计的含量,D表示轧制棒线的直径(mm)。

[0073] 若 $Y1 > Y2$ ,则在利用一般的淬火、回火(例如在加热至880~900℃的温度域后,利用油冷进行淬火,在400℃~600℃下实施回火)的调质处理后,在中心部具有以HRC硬度计达到34以上的淬硬性。

[0074] 对式<1>~式<3>进行说明。

[0075] Y1如上所述是以钢中含有的Mn、Cr的质量%的积所表示的值,是对高强度冷锻部件用轧制棒线所要求的淬硬性的参数。

[0076] Y2是对在将直径为D(mm)的轧制棒线加热至Ac3点以上的温度并利用油冷进行了淬火处理的情况下在轧制棒线的中心部即距离表面D/2(mm)位置处得到的马氏体组织的分率产生影响的、表示D与[C]的关系的参数。利用油冷的淬火处理的冷却速度也会根据轧制棒线的直径D而发生变化,但一般为10~40℃/秒左右。

[0077] Ac3点可以基于化学组成,由公知的计算式、例如  $Ac3 = 912.0 - 230.5 \times C + 31.6 \times Si - 20.4 \times Mn - 39.8 \times Cu - 18.1 \times Ni - 14.8 \times Cr + 16.8 \times Mo$  算出。或者,也可以在实验中,测定加热升温时的钢材的膨胀率,由膨胀率的变化推定。

[0078] 为了在利用淬火、回火的调质处理后在中心部得到HRC硬度34以上,需要按照轧制棒线中心部(D/2部)中的进行回火前的淬火硬度以HRC硬度计达到45以上的方式进行控制。并且,为了将淬火硬度以HRC硬度计设定为45以上,必须调整对淬火硬度造成大的影响的C、Mn、Cr的含量。

[0079] 若组织为马氏体,则其硬度大致由C含量决定,并且若C含量为本实施方式所述的轧制棒线的范围内,则以HRC硬度计达到45以上。因此,为了确保以HRC硬度计为45以上的淬火硬度,只要将淬火后的组织主要(以组织分率计为90%以上)设定为马氏体即可。

[0080] 本发明人们的研究的结果发现,通过将Mn含量和Cr含量设定为规定的值以上,在轧制棒线的中心部中,在淬火后可得到90%以上的马氏体。具体而言,发现在以提高淬硬性的Mn及Cr的含量的积所表示的Y1大于对在轧制棒线的中心部中得到的马氏体组织的分率产生影响的表示D与[C]的关系的参数Y2的情况下,淬火后的轧制棒线的中心部的组织包含90%以上的马氏体。因此,在本实施方式所述的轧制棒线中,设定为 $Y1 > Y2$ 。另一方面,在

Y1 $\leq$ Y2的情况下,在淬火时生成贝氏体或铁素体等不完全淬火组织,变得无法确保90%以上的马氏体。该情况下,强度或耐氢脆化特性降低。

[0081] 图2是表示轧制棒线的直径为15mm、并且C含量为0.30%时的Cr含量及Mn含量与淬火性的关系的图。在图2中,在Mn含量及Cr含量处于比边界线B更靠上侧的情况下,Y1>Y2,淬火后的轧制棒线的中心部的组织的90%以上成为马氏体。

[0082] 淬火性的具体的标准只要在JIS G 0561钢的淬火性试验方法(一端淬火方法)、所谓的末端淬透性试验中,至少距离淬火端为7mm的位置处的硬度J7mm为HRC硬度45以上即可。

[0083] 由于淬火后的轧制棒线的硬度也依赖于轧制棒线的直径D,所以从淬火性的观点出发,优选轧制棒线的直径D小,但适用于高强度冷锻部件时,作为轧制棒线,优选直径为6~35mm左右,更优选为8~16mm的范围。

[0084] 本实施方式所述的轧制棒线以含有上述的化学成分、且剩余部分为Fe及杂质作为基本。然而,代替剩余部分的Fe的一部分,也可以根据需要含有选自Cu、Ni、Mo、V、Zr、Ca及Mg中的至少1种以上的元素。但是,这些元素不是必须含有,所以其下限为0%。其中,所谓“杂质”为不是有意地在钢材中含有的成分,是指在工业上制造钢铁材料时由作为原料的矿石、废铁、或制造环境等混入的物质。

[0085] 以下,对作为任选元素的Cu、Ni、Mo、V、Zr、Ca及Mg的作用效果和含有时的优选的含量进行说明。

[0086] Cu:0.50%以下

[0087] Cu是提高淬火性的元素,也可以含有。为了稳定地得到该效果,Cu含量优选为0.03%以上,若为0.05%以上,则更优选。另一方面,若Cu含量超过0.50%,则淬火性变得过高,在精轧后生成贝氏体,导致冷锻性的降低。因此,即使是含有的情况下,也将Cu含量设定为0.50%以下。从使冷锻性提高的观点出发,含有时的Cu含量优选为0.30%以下,若为0.20%以下,则更优选。

[0088] Ni:0.30%以下

[0089] Ni是提高淬火性的元素,也可以含有。为了稳定地得到该效果,Ni含量优选为0.01%以上,若为0.03%以上,则更优选。另一方面,若Ni含量超过0.30%,则不仅该效果饱和,而且淬火性变得过高,在精轧后生成贝氏体,导致冷锻性的降低。因此,即使是含有的情况下,也将Ni含量设定为0.30%以下。从使冷锻性提高的观点出发,含有时的Ni含量优选为0.20%以下,若为0.10%以下,则更优选。

[0090] Mo:0.050%以下

[0091] Mo是通过固溶强化而将钢材强化的元素,使钢材的淬火性大大提高。为了得到该效果,也可以含有Mo。为了稳定地得到该效果,Mo含量优选为0.005%以上。另一方面,若Mo含量超过0.050%,则在精轧后生成贝氏体或马氏体,导致冷锻性的降低。因此,即使是含有的情况下,也将Mo含量设定为0.050%以下。从使冷锻性提高的观点出发,含有时的Mo含量优选为0.030%以下,若为0.020%以下,则更优选。

[0092] V:0.050%以下

[0093] V是与C及N结合而形成碳化物、氮化物或碳氮化物的元素。此外,V也是以微量的含有而使钢的淬火性提高的元素。因此,也可以含有V。为了稳定地得到这些效果,V含量优

选为0.005%以上。另一方面,若V含量超过0.050%,则因析出的碳化物或碳氮化物而导致轧制钢材的强度增大,导致冷锻性的降低。因此,即使是含有的情况下,也将V含量设定为0.050%以下。从使冷锻性提高的观点出发,含有时的V含量优选为0.030%以下,若为0.020%以下,则更优选。

[0094] Zr:0.050%以下

[0095] Zr是具有以微量的含有而使钢材的淬硬性提高的作用的元素。出于该目的也可以含有微量的Zr。为了稳定地得到该效果,Zr含量优选为0.003%以上。另一方面,若Zr含量超过0.050%,则生成粗大的氮化物,冷锻性降低。因此,即使是含有的情况下,也将Zr含量设定为0.050%以下。从使冷锻性提高的观点出发,含有时的Zr含量优选为0.030%以下,若为0.020%以下,则更优选。

[0096] Ca:0.0050%以下

[0097] Ca与S结合而形成硫化物,作为MnS的生成核起作用。由于以CaS作为生成核的MnS微细地分散,在精轧后的冷却时成为用于铁素体析出的生成核,所以若存在微细地分散的MnS,则铁素体分率提高。即,由于通过含有Ca来谋求铁素体分率的提高,所以也可以含有Ca。为了稳定地得到该效果,优选将Ca含量设定为0.0005%以上。另一方面,即使Ca含量超过0.0050%,不仅上述效果饱和,而且Ca与Al一起与钢中的氧反应而生成粗大的氧化物,从而冷锻性降低。因此,即使是含有的情况下,也将Ca含量设定为0.0050%以下。从使冷锻性提高的观点出发,含有时的Ca含量优选为0.0030%以下,若为0.0020%以下,则更优选。

[0098] Mg:0.0050%以下

[0099] Mg是与S结合而形成硫化物,作为MnS的生成核起作用的元素,具有使MnS微细地分散的效果。由于通过MnS微细地分散,在精轧后的冷却时铁素体以分散的MnS作为生成核析出,所以铁素体分率提高。为了得到该效果,也可以含有Mg。为了稳定地得到该效果,优选将Mg含量设定为0.0005%以上。另一方面,即使Mg含量超过0.0050%,其效果也饱和。此外,Mg由于添加成品率差、且使制造成本恶化,所以含有时的Mg的量优选为0.0030%以下,若为0.0020%以下,则更优选。

[0100] (B) 关于钢材的抗拉强度

[0101] 本实施方式所述的轧制棒线的冷锻性优异。因此,即使将制品轧制后的球状化退火处理省略或以短时间进行处理,冷锻时的模具寿命也不会变短,或者在成形时不会在部件中产生裂纹。这是由于,通过不仅像上述那样调整钢的化学成分,而且也控制轧制钢材的制造条件,从而将轧制钢材的组织 and 析出物控制成适合冷锻,降低钢材的强度。在本实施方式中,冷锻性优异是指例如在将由轧制棒线切出的 $\phi 10.5\text{mm} \times 40\text{mmL}$ 的圆棒加工成图1中所示的螺栓的情况下也不会产生裂纹。

[0102] 抗拉强度超过750MPa时,在冷锻时产生部件的裂纹的可能性变大。因此,在本实施方式所述的轧制棒线中,需要在像后述那样控制组织的基础上,将抗拉强度设定为750MPa以下。

[0103] 即使抗拉强度超过750MPa,若进行20小时左右的长时间的球状化退火处理、或多次的球状化退火处理(例如10小时 $\times$ 2次),则在冷锻时也变得难以产生部件的裂纹。然而,本实施方式所述的轧制棒线以即使将球状化退火处理省略或按照在至少10小时以内完成热处理的方式进行短时间化也能够确保冷锻性作为目的。为了达成该目的,在本实施方式

所述的轧制棒线中,对抗拉强度设置上限。轧制棒线的抗拉强度优选为700MPa以下,更优选为650MPa以下。

[0104] (C) 关于钢材的内部组织

[0105] 本实施方式所述的轧制棒线的冷锻性优异。因此,即使将以往需要20 小时左右的制品轧制后的球状化退火处理省略、或以一半左右的时间进行处理、或将进行2次以上的球状化退火处理设定为1次等,也不会产生冷锻时的模具寿命降低、或成形部件的裂纹等障碍。这是由于,通过不仅调整钢的化学成分,而且也控制轧制棒线的制造条件,从而将轧制棒线的金属组织控制在适合冷锻的形态。

[0106] 具体而言,在本实施方式所述的轧制棒线中,除有可能生成脱碳层的距离表面100  $\mu\text{m}$ 的范围即表层部分以外的部分的组织(内部组织)为铁素体-珠光体组织,并且铁素体的分率为40%以上。其中,铁素体-珠光体组织是指以面积率计整体的95%以上为铁素体与珠光体的混合组织的组织(铁素体的面积率与珠光体的面积率的合计为95%以上的组织)。此外,在铁素体分率的测定中,铁素体中不包含珠光体中包含的片层渗碳体间的铁素体相。铁素体与珠光体的混合组织以面积率计为整体的95%以上是指马氏体和贝氏体等除铁素体及珠光体以外的组织的面积率的合计低于5%。为了得到良好的冷锻性,铁素体与珠光体的混合组织以面积率计需要设定为整体的95%以上,优选为100%。

[0107] 在内部组织中,在铁素体分率低于40%的情况下,即使抗拉强度为 750MPa以下也无法确保良好的冷锻性,产生在成形时在部件中产生裂纹、或者模具寿命变短这样的问题。铁素体分率优选为45%以上,若为50%以上,则更优选。铁素体分率的上限没有特别规定,但为了在热轧的原状下使铁素体分率超过80%,需要使形成珠光体组织的片层渗碳体球状化,为此在轧制后需要长时间的均热处理,因此成本增大,工业上变得难以实现。因此也可以将铁素体分率的上限设定为80%。

[0108] 此外,铁素体与珠光体的混合组织以面积率计低于整体的95%时,有可能通过马氏体或贝氏体等硬质组织而轧制棒线的抗拉强度超过750MPa。此外,通过硬质组织成为破坏的起点,有可能冷锻性降低。

[0109] 各组织的鉴定、及面积率的计算例如如以下那样进行。

[0110] 将轧制棒线切断成10mm的长度后,按照横截面成为待检面的方式进行树脂填埋,进行镜面研磨。接着,以3%硝酸醇(硝酸乙醇腐蚀液)腐蚀表面而使显微组织显现出。之后,在相当于轧制棒钢或轧制线材的D/4位置(D:轧制钢材的直径)的位置利用将倍率设定为500倍的光学显微镜拍摄5个视野的显微组织照片并鉴定“相”,使用图像分析软件测定各视野的铁素体面积率作为铁素体分率,求出平均值。此外,铁素体与珠光体的合计的分率通过同样地求出珠光体分率,并将铁素体分率与珠光体分率合计来求出。

[0111] (D) 关于优选的制造工艺

[0112] 本实施方式所述的轧制棒线不仅控制钢的化学成分,而且控制轧制原状的组织是重要的。因此,若化学成分及组织形态在本发明的范围内,则不管其制造方法如何都包含于本实施方式所述的轧制棒线中。

[0113] 然而,若对具有规定的化学成分的钢材适用包含以下所示的各工序的制造工艺,则能够将轧制原状的组织稳定地控制在优选的范围。以下,对优选的制造条件进行详细说明。

[0114] <钢坯制造工序>

[0115] 首先,调整C、Si、Mn、Cr、Nb等化学成分,将通过转炉或普通的电炉等而熔炼的钢液进行铸造而得到钢锭或铸坯。将所得到的钢锭或铸坯开坯轧制而制成钢坯(制品轧制用原材料)。为了得到本实施方式所述的轧制棒线,优选在早于后述的轧制前加热工序的阶段,进行在高温加热至1250℃以上并确保至少30min以上的均热时间后进行冷却的高温均热处理。这是由于,使凝固时生成的Nb(C、N)或NbC、Ti(C、N)、TiC等粗大的碳氮化物或碳化物暂且固溶于钢中,在冷却过程中微细地再析出。冷却过程中析出的微细的碳氮化物或碳化物在之后进行的加热下的制品轧制时的加热时作为钉扎粒子起作用,有助于防止奥氏体粒的粗大生长。此外其结果是,在制品轧制后的冷却时析出的铁素体组织微细化而铁素体分率变高。

[0116] 高温均热处理可以在将钢锭或铸坯开坯轧制时的加热的阶段进行,也可以在将钢锭或铸坯加热至低于1250℃的温度进行开坯轧制后将通过开坯轧制制造的钢坯再加热至1250℃。在任一情况下,在比后述的加热至1050℃以下并在加热下进行制品轧制的工序早的阶段高温加热至1250℃以上并确保至少30min以上的均热时间是有效的。

[0117] <轧制前加热工序>

[0118] 之后,在轧制之前,将钢坯加热。此时的加热温度在能够轧制的范围内优选设定为1050℃以下。由于若过于提高加热温度,则通过上述的高温均热处理而再析出的微细的碳氮化物或碳化物再次固溶,与制品轧制后的冷却时的铁素体相变一并整合析出,所以制品轧制后的强度变高,有可能冷锻性降低。通过轧制前的加热而没有固溶的Nb(C、N)或NbC、Ti(C、N)、TiC的碳氮化物或碳化物不会对制品轧制后的强度造成影响,不会使冷锻性劣化。此外,Nb的碳氮化物或碳化物即使在冷锻后的淬火时加热至Ac3点以上,也具有抑制晶粒的异常粒生长的效果。

[0119] <轧制工序>

[0120] 加热后,通过包含精轧的制品轧制,制成规定的直径的棒钢或线材。精轧是制品轧制的最终工序中的以精轧机列实施的轧制。在精轧中,优选将加工速度Z设定为5~15/秒、在750~850℃的轧制温度范围内进行。加工速度Z是由利用精轧的钢材的截面减少率及精轧时间通过下述式(i)求出的值。此外,精轧温度只要使用红外线放射温度计等测定精轧机列出侧的温度即可。由于通过管理精轧的温度、加工速度而铁素体相变前的奥氏体粒变得更微细,铁素体分率变高,所以能够得到规定的抗拉强度、组织。

$$[0121] \quad Z = \{-\ln(1-R)\} / t \quad \cdot \cdot \cdot \cdot (i)$$

[0122] 其中,R是指利用精轧的钢材的截面减少率,t是指精轧时间(秒)。

[0123] 截面减少率R由轧制棒线的精轧前的截面积A<sub>0</sub>和精轧后的截面积A 通过 $R = (A_0 - A) / A_0$ 求出。

[0124] 精轧时间t是轧制棒线通过精轧机列的时间(秒),可以通过从精轧机列的最初的轧制机到最后的轧制机为止的距离除以轧制棒线的平均搬送速度而求出。

[0125] 精轧的温度低于750℃、或者精轧的加工速度过大时,由未再结晶的奥氏体粒开始铁素体相变。该情况下,冷却后的组织变得过于微细而强度过度变高,冷锻性降低。相反,精轧的温度高于850℃、或者加工速度小时,再结晶后的奥氏体粒粗大化,铁素体相变的开始温度变低。该情况下,冷却后的组织的铁素体分率变小,冷锻性降低。

[0126] <冷却工序>

[0127] 精轧完成后,优选将轧制钢材的表面温度达到500℃为止的冷却速度设定为0.2~5℃/秒而进行冷却。

[0128] 若到500℃为止的平均冷却速度低于0.2℃/秒,则由奥氏体向铁素体相变的时间变长,从而有可能在轧制钢材的表层部中产生脱碳。另一方面,若平均冷却速度超过5℃/秒,则有可能形成马氏体或贝氏体等硬质组织。

[0129] 若为包含上述的制造工序的制造工艺,则能够稳定地得到下述轧制棒线,所述轧制棒线具有能确保可得到能够作为高强度冷锻部件使用的水平的淬火硬度的淬硬性、并且即使将球状化退火处理省略或短时间化也能够实现良好的冷锻性的抗拉强度、内部组织。

[0130] 此外,通过将本实施方式所述的轧制棒钢或线材进行冷锻、淬火回火,能够得到高强度冷锻部件。

[0131] 实施例

[0132] 以下通过实施例对本发明具体地进行说明,但本发明并不限于这些实施例。

[0133] 即使是相同的化学成分的钢,组织也根据制造工艺而发生改变。因此,即使满足本发明的化学成分,有时也不满足本发明的必要条件。因此,首先对于将化学成分相同的钢以不同的制造条件制造而得到的各钢材,评价组织及特性。接着,将化学成分不同的钢锭进行熔炼,以相同的条件制造轧制钢材,对所得到的各钢材评价组织及特性。

[0134] 具体而言,首先,将表1中所示的化学成分的钢利用电炉进行熔炼,将所得到的钢锭加热至1200℃,进行开坯轧制成162mm见方的钢坯。在表1中所示的化学成分的钢中,A0、A1、A2、A3具有相同的化学成分,B0、B1、B2、B3具有相同的化学成分。表1中的“-”的记载表示该元素的含量为杂质水平,可以判断为实质上不含有。

[0135] 对于这些钢,对于到由开坯轧制后的钢坯进行制品轧制成规定的直径的线材为止的工序,变更制造条件而得到棒钢或线材。

[0136] 即,表1中所示的本发明例A0、B0进行将162mm见方的钢坯插入1280℃的炉内,进行2小时均热后取出至炉外而冷却至室温的高温均热处理。接着将该钢坯在1040℃下加热后,按照精轧温度为820℃且成为规定的直径的方式进行制品轧制,制作轧制棒钢或轧制线材。此时,利用精轧的加工速度为5~15/秒的范围,精轧完成后,将至达到500℃为止的平均冷却速度设定为0.4℃/秒而进行冷却。

[0137] 比较例A1、B1使用与A0、B0分别相同的化学成分的162mm见方的钢坯并将高温均热处理省略,进行制品轧制。轧制条件与A0、B0相同,在1040℃下加热后,按照精轧温度为820℃且成为规定的直径的方式进行制品轧制,制作轧制钢材。此时,利用精轧的加工速度为5~15/秒的范围,精轧完成后,将至达到500℃为止的平均冷却速度设定为0.4℃/秒而进行调整冷却。

[0138] 比较例A2、A3、B2、B3进行将与本发明例A0、B0相同的化学成分的162mm见方的钢坯插入到加热至1280℃的炉内,进行2小时均热后,取出至炉外而冷却至室温的高温均热处理。接着,如表1中所示的那样设定制品轧制前的加热温度和精轧的温度,制作轧制棒钢或轧制线材。

[0139] 具体而言,比较例A2、B2以1050℃的制品轧制的加热温度加热后,按照轧制温度为920~940℃且成为规定的直径的方式进行精轧,制作轧制钢材。此时,利用精轧的加工速度

为5~15/秒的范围,精轧完成后,将至达到500℃为止的平均冷却速度设定为0.4℃/秒而进行冷却。

[0140] 比较例A3、B3以1150℃的制品轧制的加热温度加热后,按照轧制温度为830℃且成为规定的直径的方式进行精轧,制作轧制钢材。此时,利用精轧的加工速度设定为5~15/秒的范围,精轧完成后,将至达到500℃为止的平均冷却速度设定为0.4℃/秒而进行冷却。

[0141] 接着对表2中所示的化学成分的钢No.1~29通过以下的方法制作轧制钢材。表2中的“-”的记载表示该元素的含量为杂质水平,可以判断为实质上不含有。

[0142] 具体而言,将表2中所示的化学成分的钢利用电炉进行熔炼,将得到的钢锭加热至1200℃,开坯轧制成162mm见方的钢坯。接着,进行将162mm 见方的钢坯插入1280℃的炉内,进行2小时均热后,取出至炉外而冷却至室温的高温均热处理。接着将制品轧制用原材料在1030~1050℃下加热后,按照精轧温度达到750~850℃之间的方式调整而进行制品轧制。此时,利用精轧的加工速度均为5~15/秒的范围,精轧完成后,将至达到500℃为止的平均冷却速度以0.4~2℃/秒而进行冷却。

[0143]

质量%：剩余部分Fe及杂质

表1

钢 No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	Al	Ti	N	B	Cu	Ni	Mo	V	Ca	Mg	Zr	高温均热处理的加热温度	制品轧制加热温度	精轧温度
发明例	A0	0.32	0.05	0.44	0.010	0.010	1.04	0.023	0.030	0.025	0.0040	0.0023	-	-	-	-	-	-	1280°C	1040°C	820°C
比较例	A1	0.32	0.05	0.44	0.010	0.010	1.04	0.023	0.030	0.025	0.0040	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	1040°C	820°C
	A2	0.32	0.05	0.44	0.010	0.010	1.04	0.023	0.030	0.025	0.0040	0.0023	-	-	-	-	-	-	1280°C	1050°C	940°C
	A3	0.32	0.05	0.44	0.010	0.010	1.04	0.023	0.030	0.025	0.0040	0.0023	-	-	-	-	-	-	1280°C	1150°C	830°C
发明例	B0	0.30	0.08	0.40	0.008	0.008	1.10	0.020	0.040	0.032	0.0052	0.0016	0.10	0.05	-	-	-	-	1280°C	1040°C	820°C
	B1	0.30	0.08	0.40	0.008	0.008	1.10	0.020	0.040	0.032	0.0052	0.0016	0.10	0.05	-	-	-	-	-	1040°C	820°C
	B2	0.30	0.08	0.40	0.008	0.008	1.10	0.020	0.040	0.032	0.0052	0.0016	0.10	0.05	-	-	-	-	1280°C	1050°C	920°C
比较例	B3	0.30	0.08	0.40	0.008	0.008	1.10	0.020	0.040	0.032	0.0052	0.0016	0.10	0.05	-	-	-	-	1280°C	1150°C	830°C

[0144]

质量%：剩余部分Fe及杂质

表2

钢 No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	Al	Ti	N	B	Cu	Ni	Mo	V	Ca	Mg	Zr
1	0.31	0.05	0.29	0.011	0.005	1.00	0.018	0.038	0.034	0.0040	0.0014	—	—	—	—	—	—	—
2	0.31	0.04	0.39	0.010	0.008	1.05	0.020	0.040	0.029	0.0038	0.0021	—	—	—	—	—	—	—
3	0.29	0.06	0.34	0.015	0.010	1.02	0.025	0.035	0.033	0.0042	0.0016	—	—	—	—	—	—	—
4	0.33	0.04	0.28	0.009	0.009	1.15	0.023	0.036	0.025	0.0045	0.0018	—	—	—	—	—	—	—
5	0.35	0.03	0.25	0.008	0.011	0.95	0.016	0.034	0.031	0.0040	0.0018	—	—	—	—	—	—	—
6	0.27	0.07	0.30	0.011	0.006	1.20	0.009	0.036	0.033	0.0038	0.0019	—	—	—	—	—	—	—
7	0.34	0.05	0.45	0.015	0.008	1.10	0.028	0.035	0.042	0.0046	0.0021	—	—	—	—	—	—	—
8	0.26	0.19	0.29	0.006	0.009	0.90	0.021	0.044	0.018	0.0035	0.0018	—	—	—	—	—	—	—
9	0.27	0.31	0.31	0.007	0.001	0.85	0.025	0.034	0.037	0.0051	0.0024	—	—	—	—	—	—	—
10	0.27	0.04	0.30	0.008	0.012	1.35	0.019	0.034	0.034	0.0036	0.0019	—	—	—	—	—	—	—
11	0.30	0.08	0.30	0.009	0.010	1.01	0.026	0.035	0.025	0.0039	0.0020	0.15	—	—	—	—	—	—
12	0.29	0.05	0.30	0.010	0.008	1.00	0.025	0.039	0.031	0.0035	0.0018	0.06	0.06	—	—	—	—	—
13	0.26	0.04	0.28	0.009	0.007	1.03	0.024	0.035	0.039	0.0035	0.0010	—	—	—	0.02	—	—	—
14	0.29	0.05	0.27	0.010	0.009	0.84	0.016	0.030	0.029	0.0036	0.0008	—	—	0.015	—	—	—	—
15	0.27	0.06	0.29	0.006	0.007	0.94	0.038	0.031	0.023	0.0040	0.0015	—	—	—	—	0.0015	—	—
16	0.28	0.04	0.28	0.007	0.008	0.89	0.018	0.029	0.026	0.0037	0.0016	—	—	—	—	—	0.0008	0.02
17	0.27	0.05	0.26	0.011	0.005	0.90	0.018	0.038	0.029	0.0040	0.0014	—	—	—	—	—	—	—
18	0.26	0.09	0.28	0.012	0.009	0.75	0.016	0.032	0.026	0.0045	0.0018	—	—	—	—	—	—	—
19	0.21	0.07	0.28	0.005	0.010	0.80	0.025	0.035	0.028	0.0041	0.0015	—	—	—	—	—	—	—
20	0.40	0.06	0.42	0.010	0.008	0.95	0.016	0.034	0.026	0.0038	0.0020	—	—	—	—	—	—	—
21	0.33	0.05	0.85	0.015	0.007	0.85	0.020	0.035	0.029	0.0042	0.0016	—	—	—	—	—	—	—
22	0.32	0.09	0.39	0.010	0.031	1.05	0.021	0.036	0.033	0.0043	0.0018	—	—	—	—	—	—	—
23	0.27	0.08	0.36	0.011	0.008	0.50	0.018	0.028	0.030	0.0049	0.0017	—	—	—	—	—	—	—
24	0.33	0.21	0.40	0.009	0.009	1.23	0.001	0.025	0.017	0.0032	0.0024	—	0.04	—	—	—	—	—
25	0.34	0.06	0.39	0.010	0.007	1.12	0.010	0.021	0.007	0.0042	0.0020	—	—	—	—	—	—	—
26	0.33	0.08	0.35	0.010	0.008	1.05	0.035	0.036	0.058	0.0034	0.0018	—	—	—	—	—	—	—
27	0.26	0.07	0.39	0.012	0.010	0.90	0.016	0.030	0.031	0.0045	0.0002	0.05	—	—	—	—	—	—
28	0.33	0.09	0.40	0.013	0.010	1.55	0.024	0.035	0.032	0.0039	0.0026	0.04	0.06	—	—	—	—	—
29	0.30	0.05	0.35	0.010	0.009	1.02	0.020	0.034	0.030	0.0041	0.0019	—	—	—	0.09	—	—	—

发 明 例

比 较 例

[0145] 将对通过上述方法制作的轧制棒钢或轧制线材的直径、抗拉强度、铁素体分率、淬火及回火后的硬度、冷锻性、异常粒生长的发生有无进行调查的结果示于表3、表4中。

[0146] 通过下述记载的方法来调查轧制棒钢或轧制线材的抗拉强度、铁素体分率、铁素体分率与珠光体分率的合计、淬火后的硬度、淬火及回火后的硬度、冷锻性、异常粒生长的发生有无。

[0147] <1>轧制棒钢或轧制线材的抗拉强度的调查:

[0148] 从轧制棒钢或轧制线材的中心的位置,按照试验片的长度方向成为钢材的轧制方向的方式,采取JIS Z 2241中规定的14A号试验片(其中,平行部直径:6mm)。并且,将标距设定为30mm并在室温下实施拉伸试验,求出抗拉强度。

[0149] <2>轧制棒钢或轧制线材的铁素体分率、珠光体分率的调查:

[0150] 将轧制棒钢或轧制线材切断成10mm的长度后,按照横截面成为待检面的方式进行树脂填埋,进行镜面研磨。接着,以3%硝酸醇(硝酸乙醇腐蚀液)腐蚀表面而使显微组织显现出。之后,在相当于轧制棒钢或轧制线材的D/4位置(D:轧制棒钢或轧制线材的直径)的位置利用将倍率设定为500倍的光学显微镜拍摄5个视野的显微组织照片并鉴定“相”,使用图像分析软件测定各视野的铁素体面积率作为铁素体分率,求出平均值。此外,同样地求出珠光体分率,也求出铁素体分率与珠光体分率的合计。

[0151] <3>淬火硬度的调查:

[0152] 将轧制棒钢或轧制线材以200mmL的长度切断后,在Ar气氛下进行 $880^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$ 加热,浸渍在 $60^{\circ}\text{C}$ 的油槽中进行淬火。接着,从经淬火的圆棒的长度方向中心位置采取10mm长度的试验片后,以横截面作为待检面进行研磨,测定横截面的中心部的HRC硬度。

[0153] <4>回火硬度的调查:

[0154] 将通过上述方法淬火的圆棒的剩余部分进行在大气气氛下进行 $425^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$ 加热后取出至炉外而进行冷却(大气放冷)的回火。从回火后的圆棒的中心位置采取10mm长度的试验片后,以横截面作为待检面进行研磨,测定横截面的中心部的HRC硬度。

[0155] 对于冷锻性及冷锻后的异常粒生长,通过使用上述轧制棒钢或轧制线材实际冷锻成螺栓来评价。

[0156] <5>冷锻性的调查:

[0157] 从相当于上述轧制棒钢或轧制线材的中心部的位置,进行机械加工并切出 $\phi 10.5\text{mm} \times 40\text{mmL}$ 的圆棒。接着,进行脱脂、酸洗后,进行磷酸锌处理( $75^{\circ}\text{C}$ 、浸渍时间600秒)及金属皂处理( $80^{\circ}\text{C}$ 、浸渍时间180秒),使表面带上由磷酸锌皮膜和金属皂皮膜形成的润滑处理膜,作为螺栓锻造用的原材料。关于螺栓锻造,为了能够锻造成形成图1中所示的形状,按照可进行在第1工序的锻造中将轴部压入成形后、在第2工序中将螺栓头部及凸缘部进行成形的加工的方式设计模具,安装于油压锻造冲压机上,进行冷锻。图1中的数值的单位为mm。

[0158] 冷锻性是在进行螺栓成形时,通过目视判别是否在螺栓表面产生裂纹。将在螺栓表面产生裂纹的情况评价为NG,将在哪个部分都没有产生裂纹的情况评价为OK。螺栓表面中的裂纹主要在螺栓头部凸缘部的前端产生。

[0159] <6>再加热时的异常粒生长的调查:

[0160] 为了确认冷锻后的再加热时的异常粒生长的发生,将通过冷锻成形的螺栓在不活泼气体气氛的炉中进行 $880^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$ 加热后,进行浸渍在 $60^{\circ}\text{C}$ 的油槽中的淬火,观察螺栓的显微组织并确认异常粒生长的发生有无。具体而言,为了能够观察螺栓的凸缘和带轴部的根的R部中的内部组织,将经淬火的螺栓与轴方向平行地切断,进行树脂填埋,进行镜面

研磨后,按照原奥氏体晶界能够显现出的方式将表面腐蚀并通过光学显微镜观察螺栓凸缘部及带轴部的根R部的表面附近的显微组织。倍率设定为500倍,观察从螺栓凸缘部及带轴部的根R部的表面到0.5mm的深度的位置,将均为整粒的情况判定为OK,将观察到异常粒生长的结晶粒的情况判定为NG。另外,为整粒的组织均呈现5~30 $\mu\text{m}$ 左右的原奥氏体粒,在混合存在有超过100 $\mu\text{m}$ 地生长的结晶粒的钢的情况下,判定为有异常粒生长。

[0161]

表3

	钢No	轧制 钢材 直径 (mm)	Y1	Y2	抗拉 强度 (MPa)	铁素体 分率 (%)	铁素体+珠光体 面积率 (%)	淬火硬度 (HRC)	回火硬度 (HRC)	冷锻性	异常 粗大粒 的产生
发明例	A0	15.0	0.458	0.146	622	43	100	49	40	OK	OK
	A1	15.0	0.458	0.146	710	36	100	49	40	NG	NG
比较例	A2	15.0	0.458	0.146	765	36	100	49	40	NG	OK
	A3	15.0	0.458	0.146	770	40	80	49	40	NG	OK
	B0	15.0	0.440	0.155	595	51	100	48	39	OK	OK
发明例	B1	15.0	0.440	0.155	690	38	100	48	39	NG	NG
	B2	15.0	0.440	0.155	755	38	85	48	39	NG	OK
	B3	15.0	0.440	0.155	765	42	85	48	39	NG	OK

[0162]

表4

钢No	轧制 钢材直径 (mm)	Y1	Y2	抗拉 强度 (MPa)	铁素体 分率 (%)	铁素体+ 珠光体 面积率 (%)	淬火硬度 (HRC)	回火硬度 (HRC)	冷锻性	异常 粗大粒 的产生
1	11.0	0.290	0.074	574	52	100	47	38	OK	OK
2	15.0	0.410	0.150	583	51	100	48	39	OK	OK
3	20.0	0.347	0.258	576	54	100	46	35	OK	OK
4	15.0	0.322	0.142	607	46	100	49	40	OK	OK
5	15.0	0.238	0.134	632	42	100	51	44	OK	OK
6	20.0	0.360	0.272	575	53	100	45	36	OK	OK
7	25.0	0.495	0.318	623	42	97	48	38	OK	OK
8	15.0	0.261	0.176	548	56	100	46	39	OK	OK
9	15.0	0.264	0.171	578	54	100	46	40	OK	OK
10	25.0	0.405	0.374	564	49	100	46	37	OK	OK
11	15.0	0.303	0.155	597	51	100	48	39	OK	OK
12	15.0	0.300	0.160	573	52	100	48	39	OK	OK
13	15.0	0.288	0.176	523	56	100	45	38	OK	OK
14	15.0	0.227	0.160	567	53	100	47	40	OK	OK
15	15.0	0.273	0.171	543	59	100	47	38	OK	OK
16	15.0	0.249	0.165	546	58	100	46	37	OK	OK
17	25.0	0.234	0.374	546	52	100	33	25	OK	OK
18	20.0	0.210	0.280	526	53	100	32	25	OK	OK
19	15.0	0.224	0.211	493	60	100	38	29	OK	OK
20	15.0	0.399	0.116	755	32	85	55	47	NG	OK
21	15.0	0.723	0.142	730	37	85	47	39	NG	OK
22	15.0	0.410	0.146	625	48	100	51	43	NG	OK
23	15.0	0.180	0.171	532	55	100	38	29	OK	OK
24	15.0	0.492	0.142	745	41	96	49	41	OK	NG
25	15.0	0.437	0.137	710	41	100	38	30	OK	OK
26	15.0	0.368	0.142	778	45	100	48	40	NG	OK
27	15.0	0.351	0.176	516	54	100	36	26	OK	OK
28	15.0	0.620	0.142	810	30	65	49	41	NG	OK
29	15.0	0.357	0.155	825	49	80	49	42	NG	OK

[0163] 从表3来看,由于作为本发明例的试验编号A0、B0均满足化学成分和上述的式<1>~<3>,并且钢材的制造条件适宜,所以抗拉强度均为 750MPa以下,具有铁素体分率为40%以上的铁素体-珠光体组织。此外,钢材中心部的淬火硬度也为HRC硬度45以上,冷锻性也没有问题,即使在冷锻后再加热也没有发生异常粒生长。

[0164] 与此相对,试验编号A1~A3、B1~B3的抗拉强度、铁素体分率没有达到目标,此外,组织不是铁素体-珠光体组织,关于冷锻性、异常粒生长的发生,任1个以上没有达到目标。

[0165] 试验编号A1是与A0相同的化学成分,但由于将制品轧制前的高温均热处理省略,所以铁素体分率变成40%以下,冷锻性差,此外异常粒生长的发生也没有得到抑制。

[0166] 试验编号A2是与A0相同的化学成分,但由于精轧的温度高达940℃,所以抗拉强度为750MPa以上,铁素体分率变成40%以下,其结果是,冷锻性差。

[0167] 试验编号A3是与A0相同的化学成分,但由于制品轧制的加热温度高达1150℃,所以抗拉强度变成750MPa以上,其结果是,冷锻性差。

[0168] 试验编号B1是与B0相同的化学成分,但由于将制品轧制前的高温均热处理省略,所以铁素体分率变成40%以下,其结果是,冷锻性差。此外,异常粒生长的发生也没有得到抑制。

[0169] 试验编号B2是与B0相同的化学成分,但由于精轧的温度高达920℃,所以抗拉强度为750MPa以上,铁素体分率变成40%以下,冷锻性差。

[0170] 试验编号B3是与B0相同的化学成分,但由于制品轧制的加热温度高达1150℃,所以抗拉强度为750MPa以上,铁素体分率变成40%以下,其结果是,冷锻性差。

[0171] 从表4来看,由于作为本发明例的试验编号1~16的轧制棒钢或轧制线材均满足化学成分和上述的式<1>~<3>,并且钢材的制造条件适宜,所以抗拉强度均为750MPa以下,组织为铁素体分率为40%以上的铁素体-珠光体组织。此外,钢材中心部的淬火硬度为HRC45以上,回火硬度以HRC计为34以上,冷锻性也没有问题。进而,在冷锻后进行加热并淬火没有发生异常粒生长。

[0172] 与此相对,试验编号17~29的轧制棒钢或轧制线材的化学成分中的某一者、或上述式<1>、<2>所表示的Y1、Y2的值不满足本发明的规定,关于钢材中心部的淬火硬度、冷锻性、异常粒生长的发生,任1个以上没有达到目标。

[0173] 试验编号17、18虽然化学成分满足本发明的规定范围,但是由于Y1的值为Y2以下,所以钢材中心部的淬火硬度低于HRC45,淬硬性不充分。此外,其结果是,回火硬度低于HRC34。

[0174] 试验编号19由于C含量低于本发明的规定范围,所以钢材中心部的淬火硬度低于HRC45,淬火硬度不充分。此外,其结果是,回火硬度低于HRC34。

[0175] 试验编号20由于C的含量超过本发明的规定范围,抗拉强度为750MPa以上,铁素体分率为40%以下,所以冷锻性差。

[0176] 试验编号21由于Mn的含量超过本发明的规定范围,铁素体相变的开始温度变低,所以铁素体分率为40%以下,冷锻性差。

[0177] 试验编号22的抗拉强度为750MPa以下,铁素体分率为40%以上,但由于S的含量超过本发明的规定范围,所以MnS变得粗大,冷锻性差。

[0178] 试验编号23的Cr的含量低于本发明的规定范围,钢材中心部的淬火硬度低于HRC45,淬硬性不充分。

[0179] 试验编号24由于不含有Nb,所以异常粒生长的发生没有得到抑制。

[0180] 试验编号25的Ti的含量低于本发明的规定范围,钢材中心部的淬火硬度低于HRC45,淬硬性不充分。此外,其结果是,回火硬度低于HRC34。认为其原因是B与N反应而作为

BN析出。

[0181] 试验编号26的Ti的含量超过本发明的规定范围,抗拉强度为750MPa 以上,冷锻性差。

[0182] 试验编号27的B的含量低于本发明的规定范围,钢材中心部的淬火硬度低于HRC45,淬硬性不充分。此外,其结果是,回火硬度低于HRC34。

[0183] 试验编号28由于Cr的含量超过本发明的规定范围,生成贝氏体,所以抗拉强度为750MPa以上,并且铁素体分率低于40%,冷锻性差。

[0184] 试验编号29的V的含量超过本发明的规定范围。由于V作为微细的碳氮化物或碳化物析出,所以铁素体分率为40%以上,但抗拉强度为750MPa以上,冷锻性差。

[0185] 产业上的可利用性

[0186] 通过将本发明的高强度冷锻部件用轧制棒线作为原材料使用,即使将球状化退火处理省略或短时间化,也能够通过冷锻而成形,即使加热结晶粒的异常粒生长也得到抑制,能够得到淬硬性优异的高强度冷锻部件。

[0187] 符号的说明

[0188] B 边界线

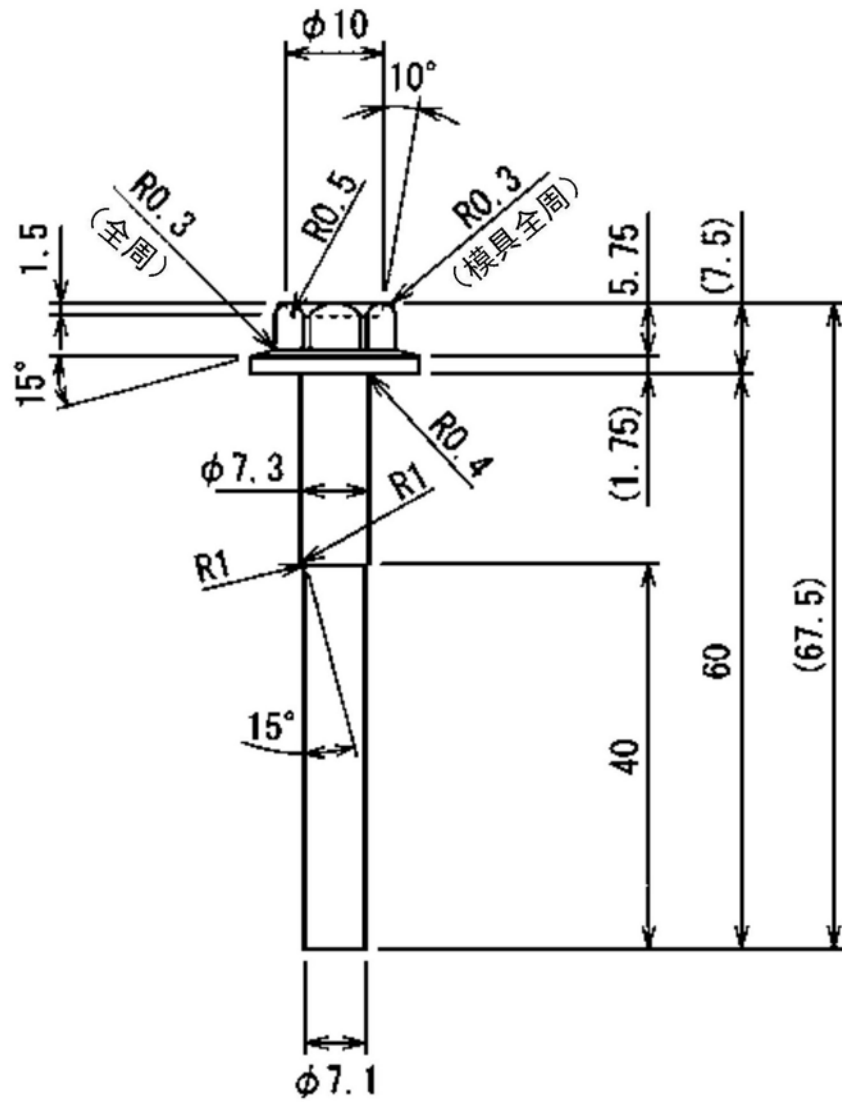


图1

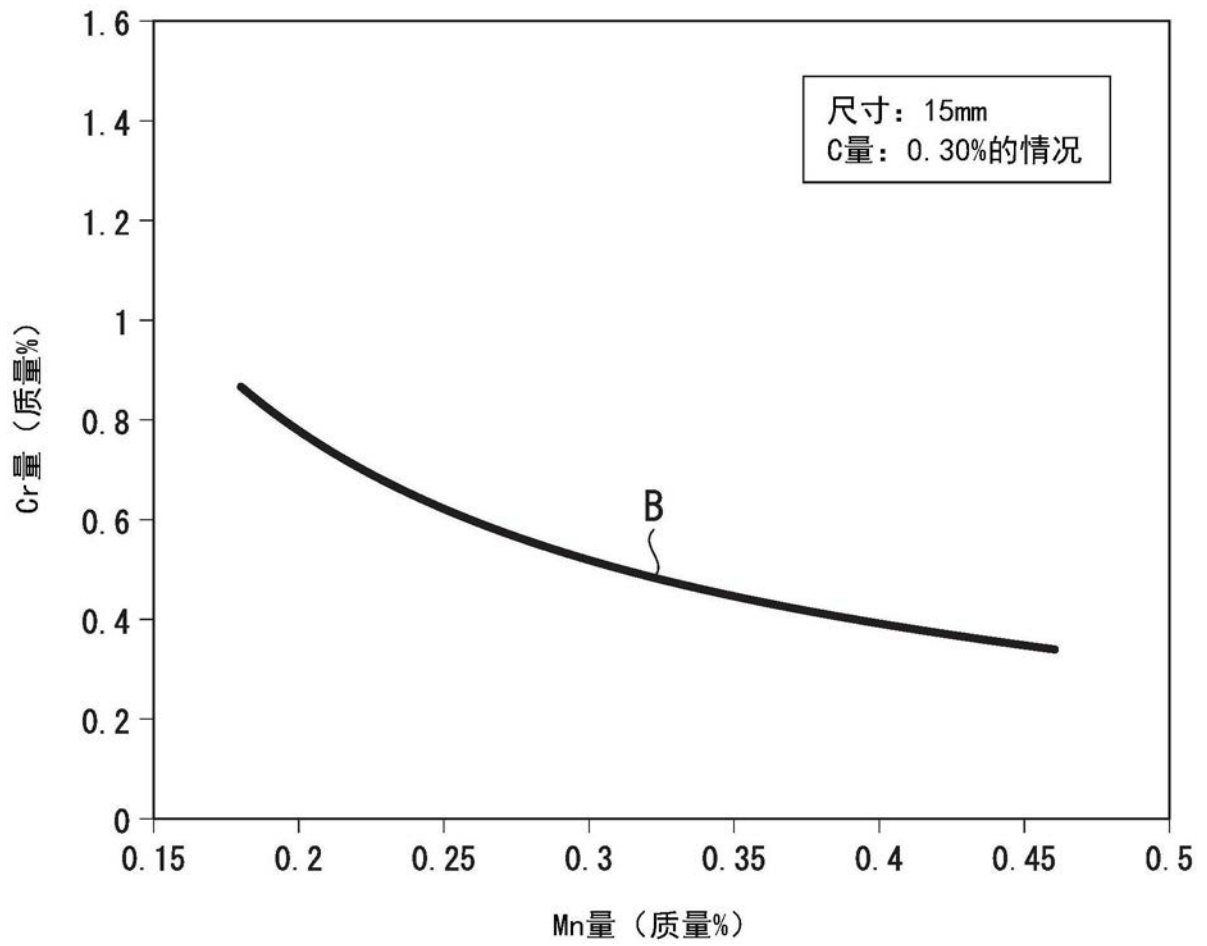


图2