

(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102268604 A

(43) 申请公布日 2011.12.07

(21) 申请号 201110209450.8

G22C 38/54 (2006.01)

(22) 申请日 2008.07.09

G22C 38/50 (2006.01)

(30) 优先权数据

2007-190000 2007.07.20 JP

2007-190001 2007.07.20 JP

(62) 分案原申请数据

200810136121.3 2008.07.09

(71) 申请人 株式会社神户制钢所

地址 日本兵库县

(72) 发明人 吉原直 小泉富士雄 井上博和

高冈克也 宫崎庄司 永松清佳

(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 汪惠民

(51) Int. Cl.

G22C 38/34 (2006.01)

权利要求书 1 页 说明书 22 页 附图 2 页

(54) 发明名称

弹簧用钢线材及其制造方法

(57) 摘要

本发明的弹簧用钢线材,含有 C:0.37~0.54%、Si:1.7~2.30%、Mn:0.1~1.30%、Cr:0.15~1.1%、Cu:0.15~0.6%、Ti:0.010~0.1%、Al:0.003~0.05%,余量由铁及不可避免的杂质构成,铁素体脱碳层深度为 0.01mm 以下,总脱碳层深度为 0.20mm 以下,断裂收缩率为 25% 以上。或者,含有 C:0.38~0.47%、Si:1.9~2.5%、Mn:0.6~1.3%、Ti:0.05~0.15% 及 Al:0.003~0.1%,余量由铁及不可避免的杂质构成,铁素体脱碳层深度为 0.01mm 以下。

1. 一种弹簧用钢线材,其特征在于,以质量%计含有 C :0.37 ~ 0.54%、Si :1.7 ~ 2.30%、Mn :0.1 ~ 1.30%、Cr :0.15 ~ 1.1%、Cu :0.15 ~ 0.6%、Ti :0.010 ~ 0.1%、Al :0.003 ~ 0.05%,余量由铁及不可避免的杂质构成,

并且,铁素体脱碳层深度为 0.01mm 以下,总脱碳层深度为 0.20mm 以下,断裂收缩率为 25%以上。

2. 根据权利要求 1 所述的弹簧用钢线材,其特征在于,以质量%计还含有 Ni :0.15 ~ 0.7%。

3. 根据权利要求 1 所述的弹簧用钢线材,其特征在于,以质量%计还含有 V :0.07 ~ 0.4%及 Nb :0.01 ~ 0.1%的至少一种。

4. 根据权利要求 1 所述的弹簧用钢线材,其特征在于,以质量%计还含有 Mo :0.01 ~ 0.3%。

5. 根据权利要求 1 所述的弹簧用钢线材,其特征在于,以质量%计,P 为 0.020%以下、S 为 0.020%以下、N 为 0.0070%以下、O 为 0.0015%以下。

6. 根据权利要求 1 所述的弹簧用钢线材,其特征在于,以质量%计还含有 B :0.0003 ~ 0.005%。

弹簧用钢线材及其制造方法

[0001] 本申请是申请号:200810136121.3,申请日:2008.07.09,发明名称:“弹簧用钢线材及其制造方法”的申请的分案申请。

技术领域

[0002] 本发明涉及实质上不存在铁素体脱碳层,并且加工性良好的弹簧用钢线材及其制造方法。

[0003] 此外,本发明还涉及作为在调质(淬火·回火)的状态下使用的螺旋弹簧的原材料有用的弹簧用钢(弹簧钢),更详细地说是涉及腐蚀疲劳特性优异的弹簧用钢线材。

背景技术

[0004] 在要求有高的疲劳强度的弹簧用钢线材中,一般指向高合金化,此外为了提高淬火回火后的弹簧原材线的耐力比而添加大量的Si。但是Si的大量添加会使平均相图中的奥氏体区域狭窄,因此容易发生铁素体脱碳。

[0005] 为了加宽奥氏体区域以抑制铁氧体脱碳,添加所谓Ni、Cu、Mn这样的合金元素即可。但是,仅仅添加这些合金元素时,线材的淬火性过度增大,在热轧后的冷却过程中,贝氏体和马氏体这样的过冷组织容易发生。此过冷组织对线材(特别是粗径的线材)的拉丝加工造成不良影响,使线材长方向的V形裂纹导致的断线(カッピー断综)和横裂纹断裂产生。

[0006] 因此,为了边维持良好的加工性边防止铁素体脱碳而提出有各种各样的技术。例如在特开2002-194432号中公开有一种技术,是在从热轧的开始至结束的全过程中,通过将钢材温度维持在比 A_3 相变点高的温度域,并且使热轧后的冷却速度处于 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上,从而防止铁素体脱碳。此外同一专利文献还公开,为了降低线材硬度而使加工性提高,而使冷却速度在 $3.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下。

[0007] 另外,在特开2007-9300号中公开有一种技术,是在线材卷的冷却过程中,急冷 A_3 相变点和 A_1 相变点(共析相变点)之间的脱碳区域的温度范围,由此来防止铁素体脱碳。此外同专利文献还公开有一种技术,是通过在所述急冷后徐冷,以促进珠光体相变,从而提高线材的常温加工性。

[0008] 可是,在汽车等所使用的弹簧中,为了降低尾气和提高燃油效率而要求轻量化,作为其中一环而指向高强度化。在高强度化的弹簧(淬火·回火后的抗拉强度例如为 1900MPa 以上的弹簧)中,一般因氢脆性和腐蚀疲劳造成的早期折损成为问题。

[0009] 为了解决这样的问题,以前提出有各种技术。已知有例如以Cr作为一般耐腐蚀提高元素,但特开2002-47539号公报提出,在进行盐水喷雾循环试验后的低应变速度下的拉伸试验时,添加Cr有耐腐蚀性反而降低的情况,为了提高这时的耐腐蚀性,Cu和Ni是有效的,使Cu和Ni的合计量为Cr的2倍以上。

[0010] 特开2004-10965号指出,C为腐蚀疲劳强度降低的原因,降低C对于提高耐腐蚀性有效,而且由于C的降低可能造成的耐永久应变性的降低,可通过Si、Cu、Ni等的添加进

行防止, Cu 和 Ni 在用于提高耐腐蚀性上也有效。

[0011] 但是, 这 2 个专利文献其技术水平都说不上充分高, 腐蚀疲劳强度仍有进一步提高的余地。例如在那些专利文献中, 关于 Ni 仅仅过于认识到其耐腐蚀性优异, 而其详细的作用机理和功过两方面的详细研究则不足。国外同样, 关于 Ni 以外的元素也是如此。

[0012] 为了防止铁素体脱碳, 虽然提出有上述各种现有技术, 但是其效果并不充分。例如特开 2002-194432 号, 虽然实施例栏中能够达成铁素体脱碳层深度 0mm, 但是这时使用的钢材的 Si 量为比较少的 1.79 重量%。另外特开 2007-9300 号虽然也能够达成铁素体脱碳层深度 0mm, 但这时使用的钢材的 C 量为比较多的 0.48 重量%。C 量多时和 Si 量少时, 连续冷却曲线 (Continuous-Cooling-Transformation :CCT) 中的铁素体珠光体变薄, 因此铁素体脱碳比较容易。特开 2002-194432 号和特开 2007-9300 号的技术, 因为能够适用的成分系受到限制, 所以期望更进一步的铁素体脱碳防止技术。

发明内容

[0013] 因此本发明的目的在于, 提供一种能够更高度地抑制铁素体脱碳, 并且也能够改善加工性的弹簧用线材的制造方法, 以及据此制造方法而得到的弹簧用钢线材。

[0014] 本发明的另一目的在于, 提供一种即使为 Si 量高, 且 C 量低的亚共析钢时, 也能够防止铁素体脱碳, 并且也能够改善加工性的弹簧用钢线材的制造方法, 以及据此制造条件得到的弹簧用钢线材。

[0015] 本发明的又一其他目的在于, 提供一种能够在更高水平上改善腐蚀疲劳强度 (特别是调质后的腐蚀疲劳强度) 的弹簧用钢线材。

[0016] 本发明者们为了解决前述课题而反复锐意研究, 其结果发现, 如特开 2002-194432 号等仅仅考虑钢材的相变点, 只控制热轧条件, 确实能够防止的不过是芯部的脱碳, 即热轧中的钢材表面的 C 量比芯部少, 因此判明只考虑钢材的相变点时, 脱碳有可能进一步加速地进行。因此, 钢材表面的脱碳进行即使假设 C = 0 质量%, 如果避开该状态下的铁素体域而设定轧制温度, 仍能够更高度地防止铁素体脱碳, 从而完成本第一发明。

[0017] 本第一发明是弹簧用钢线材, 其中含有 C : 0.37 ~ 0.54% (质量%的意思。下同)、Si : 1.7 ~ 2.30%、Mn : 0.1 ~ 1.30%、Cr : 0.15 ~ 1.1%、Cu : 0.15 ~ 0.6%、Ti : 0.010 ~ 0.1%、Al : 0.003 ~ 0.05%, 余量由铁及不可避免的杂质构成, 铁素体脱碳层深度为 0.01mm 以下, 总脱碳层深度为 0.20mm 以下, 断裂收缩率为 25% 以上。

[0018] 在上述的弹簧用钢线材中, 也可以适宜组合含有 Ni : 0.15 ~ 0.7%、V : 0.07 ~ 0.4% 及 Nb : 0.01 ~ 0.1% 的至少一种, Mo : 0.01 ~ 0.3%。

[0019] 在上述的弹簧用钢线材中, 优选 P 在 0.020% 以下、S : 0.020% 以下、N : 0.0070% 以下、O : 0.0015% 以下。

[0020] 上述的弹簧用钢线材的制造方法, 是将钢材热轧并卷取后, 用冷却床冷却, 所述钢材的平衡相图中 C = 0 质量% 时的 A_1 相变点、 A_3 相变点及 A_4 相变点分别称为 $A_{1(C=0)}$ 相变点、 $A_{3(C=0)}$ 相变点、 $A_{4(C=0)}$ 相变点时, 使热轧前的钢材的加热温度为 900°C 以上、 $A_{4(C=0)}$ 相变点以下, 使热轧的终轧中的钢材的最高到达温度为 $A_{3(C=0)}$ 相变点以上、 $A_{4(C=0)}$ 相变点以下, 卷到冷却床的载置温度为 $A_{1(C=0)}$ 相变点以上、 $A_{1(C=0)}$ 相变点 +50°C 以下, 据对应奥氏体晶粒的结晶粒度号 8.0 ~ 11 的连续冷却曲线, 冷却铁素体析出的温度范围, 在卷材密部冷

却速度为 1.0℃ / 秒以上,在卷材疏部冷却速度为 8℃ / 秒以下。

[0021] 更具体设定温度条件的上述的弹簧用钢线材的制造方法,是热轧钢材并卷取后,用冷却床进行冷却,使热轧前的钢材的加热温度为 900℃ 以上、1250℃ 以下,热轧的终轧中的钢材的最高到达温度为 1050℃ 以上、1200℃ 以下,卷材载置到冷却床上时的温度为 900℃ 以上、980℃ 以下,在温度 750 ~ 600℃ 的温度范围域,在卷材密部冷却速度为 1.0℃ / 秒以上,在卷材疏部冷却速度为 8℃ / 秒以下。

[0022] 在上述的弹簧用钢线材的制造方法中,不进行终轧前的钢材的水冷,而是由终轧使钢材加工发热,由此也可以将终轧中的钢材的最高到达温度控制在前述范围。

[0023] 在上述的弹簧用钢线材的制造方法中,所述钢材的由下式 (1) 表示的理想临界直径 DCI,例如为 75 ~ 135mm。

[0024] $DCI(\text{mm}) = 25.4 \times (0.171 + 0.001[C] + 0.265[C]^2) \times$

[0025] $(3.3333[\text{Mn}] + 1) \times (1 + 0.7[\text{Si}]) \times$

[0026] $(1 + 0.363[\text{Ni}]) \times (1 + 2.16[\text{Cr}]) \times$

[0027] $(1 + 0.365[\text{Cu}]) \times (1 + 1.73[\text{V}]) \times$

[0028] $(1 + 3[\text{Mo}]) \quad \dots (1)$

[0029] (上式中, [] 表示钢材中的各元素的含量(质量%))。

[0030] 还有,在本说明书中,钢材的平衡相图中 C = 0 质量%时的 A₁ 相变点、A₃ 相变点及 A₄ 相变点分别称为 A_{1(C=0)} 相变点、A_{3(C=0)} 相变点、A_{4(C=0)} 相变点。

[0031] 平衡相图例如能够利用 Thermo-Calc (选择 BCC-A2、FCC-A1、LIQUID、CEMENTITE4 个相) 作图。

[0032] 根据本第一发明,假定在钢材表面发生的 C = 0 质量%的状态而设定轧制条件,因此能够更高度地抑制铁素体脱碳,并且也能够改善加工性。

[0033] 另外,本发明者们为了解决前述课题而反复锐意研究,其结果发现,为了提高腐蚀疲劳强度,除了防止铁素体脱碳,还需要改善钢的强度(硬度)、腐蚀坑形状、耐氢脆性这 3 点,而且阐明了各种元素给这 3 点带来的复杂的影响,从而完成了本第二发明。

[0034] 本第二发明是弹簧用钢线材,其中,含有 C : 0.38 ~ 0.47%、Si : 1.9 ~ 2.5%、Mn : 0.6 ~ 1.3%、Ti : 0.05 ~ 0.15% 及 Al : 0.003 ~ 0.1%,余量由铁及不可避免的杂质构成,铁素体脱碳层深度为 0.01mm 以下,由下式 (1) 所示的 Ceq1 为 0.580 以上,由下式 (2) 所示的 Ceq2 为 0.49 以下,由下式 (3) 所示的 Ceq3 为 0.570 以下。

[0035] $Ceq1 = [C] + 0.11[\text{Si}] - 0.07[\text{Mn}] - 0.05[\text{Ni}] + 0.02[\text{Cr}] \dots (1)$

[0036] $Ceq2 = [C] + 0.30[\text{Cr}] - 0.15[\text{Ni}] - 0.70[\text{Cu}] \dots (2)$

[0037] $Ceq3 = [C] - 0.04[\text{Si}] + 0.24[\text{Mn}] + 0.10[\text{Ni}] + 0.20[\text{Cr}] - 0.89[\text{Ti}] - 1.92[\text{Nb}] \dots (3)$

[0038] (上式中, [] 表示钢材中的各元素的含量(质量%))。

[0039] 在上述的弹簧用钢线材中,也可以根据需要再含有 Cr : 0.1 ~ 0.4%、Cu : 0.1 ~ 0.7%、Ni : 0.1 ~ 0.7% 或 Nb : 0.01 ~ 0.1%。

[0040] 在上述的弹簧用钢线材中,优选 P 在 0.02% 以下、S : 0.02% 以下、N : 0.007% 以下、O : 0.0015% 以下。

[0041] 在上述的弹簧用钢线材中,进行下述所示的腐蚀试验后,从试验片的表面所观察到的腐蚀坑之中,按深度从大到小依次选择 5 个以上的腐蚀坑,优选这些腐蚀坑由下式 (4)

所示的长宽比的平均值为 0.9 以下。

[0042] 长宽比 = (腐蚀坑的深度 × 2) / (腐蚀坑的宽度) … (4)

[0043] 腐蚀试验：

[0044] 以 925℃ 的温度加热弹簧钢线材 10 分钟后，用温度 70℃ 的油冷却，进行油淬火，接着以 400℃ 的温度加热 60 分钟进行回火后，用 800 号的砂纸研磨表面，制作腐蚀试验用的试验片。

[0045] 对该试验片，遵循 JIS Z 2371 以 35℃ 喷雾 5 质量% 的 NaCl 水溶液 8 小时，其后，将试验片在湿度 60% 及温度 35℃ 的湿润环境中保持 16 小时，将此作为 1 个循环，将其进行 14 个循环。

[0046] 其后，除去锈之后，用激光显微镜观察试验片表面的腐蚀坑。

[0047] 根据本第二发明，在防止铁素体脱碳以后，因为适当控制了各种合金元素，所以能够提高调质（淬火·回火）后的钢的硬度，能够使腐蚀坑平坦化，并且能够提高对于氢脆化的耐性，其结果是，能够实现优异的腐蚀疲劳强度。此外本发明的弹簧用钢线材，合金元素得到节约，经济性也优异。

附图说明

[0048] 图 1 是表示实施例 2 中测定的维氏硬度和 C_{eq1} 的关系的曲线图。

[0049] 图 2 是表示实施例 2 中测定的腐蚀坑的长宽比和 C_{eq2} 的关系的曲线图。

[0050] 图 3 是表示实施例 2 中测定的氢脆化裂纹寿命和 C_{eq3} 的关系的曲线图。

具体实施方式

[0051] 首先，对于本第一发明进行说明。

[0052] 本发明者们反复锐意研究的结果发现，通过适当控制制造条件，能够防止铁素体脱碳，并且能够制造加工性优异的弹簧用钢线材。以下，首先对于本第一发明（以下仅称为本发明）的制造条件进行说明。其后对于钢的化学成分组成进行说明。

[0053] 在本发明中，在假定 C = 0 质量% 的状态而设定轧制条件的点上具有最大的特征。即使是 C = 0 质量% 的状态仍以铁素体难以脱碳的条件进行轧制，由此能够更高度地防止钢材表面的脱碳。

[0054] 若更详细地说，则是在轧制中，将钢材保持在根据总成分量计算出的 A_3 相变点以上的温度，防止由相变造成的钢中的碳扩散，钢材表面的碳浓度也会徐徐降低。而且在亚共析钢中，若 C 量减少，则 A_3 相变点上升。另一方面，轧制温度（钢材温度）特别在粗轧及中间轧制阶段会徐徐降低。而且，若徐徐降低的轧制温度变成徐徐上升的钢表面的 A_3 相变点以下，则在钢表面发生相变，由碳扩散造成的铁素体脱碳急速进行。因此在本发明中，在这样的铁素体脱碳进行的这种情况下，也改善了制造条件，使最终得到的线材中不残留铁素体脱碳层。

[0055] 即，在本发明的制造方法中，在所述粗轧和中间轧制之后进行的最终轧制中，使钢材的最高到达温度在 $A_{3(C=0)}$ 相变点以上（优选为 $A_{3(C=0)}$ 相变点 +50℃ 以上，更优选为 $A_{3(C=0)}$ 相变点 +70℃ 以上）， $A_{4(C=0)}$ 相变点以下（优选为 $A_{4(C=0)}$ -50℃ 以下，更优选为 $A_{4(C=0)}$ -100℃ 以下）。若在终轧中加热到 $A_{3(C=0)}$ 相变点以上，则在此之前（例如在粗轧后的中间轧制阶

段)即使处在 $A_{3(C=0)}$ 相变点以下而发生铁素体脱碳,由于C的逆扩散,也能够使铁素体脱碳层消失。还有,之所以使最高达到温度的上限为 $A_{4(C=0)}$ 相变点以下,是由于若超过该温度,则在钢表面生成 δ 铁素体,因此铁素体脱碳反而进行。另外,若处于 $A_{4(C=0)}$ 相变点以上,则变成极高温,因此,仍会进行总脱碳(全部脱碳)。

[0056] 可是在特开2002-194432号中公开,“铁素体脱碳,其发生是因为在二相域温度下奥体组织中发生铁素体相变”,因此“在热轧中通过将钢材保持在 A_3 相变点以上,避开二相域温度,则不会使铁素体脱碳发生”。但是特开2002-194432号关于使一旦因降低到 A_3 相变点以下而产生的铁素体脱碳层消失的点,以及使碳浓度成为0质量%的钢材表面的相变点如何反映为制造条件,则没有公开也没有暗示。

[0057] 若具体表示终轧中的钢材的最高到达温度,则例如为 1050°C 以上(优选为 1100°C 以上), 1200°C 以下(优选为 1150°C 以下)。该温度比通常的终轧温度高。

[0058] 用于使终轧温度处于所述范围的方法没有特别限定,但在终轧前省略通常进行的水冷(包含减弱水冷),利用终轧时的加工发热来提高钢材温度即可。

[0059] 终轧之前的轧制温度(例如中间轧制的最终温度)未被特别限定,如上述,也可以为 $A_{3(C=0)}$ 相变点以下(优选为 $A_{3(C=0)}-50^{\circ}\text{C}$ 以下,更优选为 $A_{3(C=0)}-100^{\circ}\text{C}$ 以下。或者 1000°C 以下,优选为 950°C 以下,更优选为 930°C 以下)。处于 $A_{3(C=0)}$ 相变点以下,即使在钢材表面有铁素体脱碳进行,也能够通过终轧使该铁素体脱碳消失。终轧前的轧制温度通常为 850°C 以上,优选为 860°C 以上,更优选为 870°C 以上。

[0060] 另外在本发明的制造方法中,热轧前后的条件(加热条件、卷取后的冷却条件)如下。

[0061] 热轧前的钢材的加热温度为 900°C 以上(优选为 1000°C 以上,更优选为 1100°C 以上), $A_{4(C=0)}$ 相变点以下(优选为 1250°C 以下,优选为 1200°C 以下)。所述加热温度特别优选 $A_{3(C=0)}$ 相变点以上。若加热温度过低,则热轧的生产性降低。另外在铁素体-奥氏体域的滞留时间长。另一方面,若加热温度超过 $A_{4(C=0)}$ 相变点,则因发生 δ -铁素体相变而引起的铁素体脱碳、及由高温加热引起的全脱碳进行。

[0062] 热轧后(终轧后)的条件中重要的是卷取后的冷却条件。终轧的线材在卷取后,由冷却床冷却,该冷却条件对脱碳层深度和线材的加工性会造成很大影响。

[0063] 冷却开始温度能够设定为卷(圈状线材)向冷却床的载置温度。该载置温度为 $A_{1(C=0)}$ 相变点以上(优选为 $A_{1(C=0)}$ 相变点 $+5^{\circ}\text{C}$ 以上,更优选为 $A_{1(C=0)}$ 相变点 $+10^{\circ}\text{C}$ 以上。或者 900°C 以上,优选为 920°C 以上,更优选为 925°C 以上), $A_{1(C=0)}$ 相变点 $+50^{\circ}\text{C}$ 以下(优选为 $A_{1(C=0)}$ 相变点 $+45^{\circ}\text{C}$ 以下,更优选为 $A_{1(C=0)}$ 相变点 $+40^{\circ}\text{C}$ 以下。或者 980°C 以下,优选为 975°C 以下,更优选为 970°C 以下)。若载置温度过低,则在铁素体单相域的滞留时间变长,铁素体脱碳和全脱碳容易产生。反之若载置温度过高,则奥氏体晶粒粗大化(奥氏体结晶粒度号例如将低于8.0),在CCT线图中珠光体鼻部后退。其结果是,在载置后的冷却中,将容易发生过冷组织(贝氏体和马氏体),线材的加工性劣化。此外若晶粒粗大化,则成为珠光体相变的核的结晶晶界(三重点晶界)变少,珠光体相变开始温度降低,因此铁素体容易增加,铁素体脱碳的控制也困难。

[0064] 在冷却床中,分为线材卷的密部(冷却传送带的宽度方向两端)和线材卷的疏部(冷却传送带的宽度方向中央)来控制冷却速度很重要。卷的密部与疏部相比,其冷却速度容

易变慢,若其冷却速度过慢,则脱碳(特别是铁素体脱碳)产生。因此卷材密部的冷却速度为 $1.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上,优选为 $1.3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上,更优选为 $1.5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。另一方面,卷的疏部与密部相比,其冷却速度容易变快,若其冷却速度过快,则容易产生过冷组织。因此疏部的冷却速度为 $8^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下,优选为 $7^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下。

[0065] 所述冷却速度的管理,其进行CCT曲线为宜。在本发明中,优选在载置于冷却床的阶段的奥氏体粒度号为 $8.0\sim 11$ 左右,因此考虑该粒度号所对应的CCT曲线来管理冷却速度。即在本发明中,在所述CCT曲线中,使铁素体析出的温度范围(例如从铁素体析出开始温度(Fs)至珠光体析出开始温度(Ps)之间)的冷却速度处于上述范围,如此来控制冷却速度。另外,以奥氏体粒度号 $8.0\sim 11$ 的任一CCT曲线进行评价,均是使冷却速度处于上述范围来控制冷却速度。

[0066] 管理冷却速度的温度范围,也可以由具体的数值范围设定,该管理温度范围例如为 $750\sim 600^{\circ}\text{C}$ 。

[0067] 卷材密部及疏部的冷却速度,例如能够通过调节碰撞其各处的风量来分别进行控制。

[0068] 还有,在终轧后至卷取的条件,其设计方式为,可以使卷取后的线材直接以规定的载置温度供给到冷却床。通常,终轧后通过水冷或风冷(优选水冷)急冷至规定的载置温度之后卷取。通过急冷,直到冷却床上的冷却开始,也能够防止铁素体脱碳开始。

[0069] 根据所述制造方法,能够更高度地抑制铁素体脱碳,且也能够改善加工性。因此,即使是Si量高,且C量的这种易铁素体脱碳的钢材,也能够防止铁素体脱碳。

[0070] 根据所述制造方法而既能够防止铁素体脱碳,又能够改善加工性的钢材的成分如下。

[0071] C: $0.37\sim 0.54\%$ 、

[0072] Si: $1.7\sim 2.30\%$ 、

[0073] Mn: $0.1\sim 1.30\%$ 、

[0074] Cr: $0.15\sim 1.1\%$ 、

[0075] Cu: $0.15\sim 0.6\%$ 、

[0076] Ti: $0.010\sim 0.1\%$ 、

[0077] Al: $0.003\sim 0.05\%$ 、

[0078] 余量:铁及不可避免的杂质,

[0079] 以下,就成分的限定理由进行详细地说明。

[0080] C: $0.37\sim 0.54\%$

[0081] 若C量过剩,则淬硬性过度增大,在轧制后的冷却过程中发生过冷组织,线材的加工性劣化,因此C量在 0.54% 以下。而且采用本发明的制造方法,C量进一步减少,也能够防止铁素体脱碳。另外C量越少,在进一步改善加工性的点上越有利。因此,优选C量为 0.48% 以下,特别优选在 0.42% 以下。另一方面,若C量过度减少,则铁素体析出区域增大,铁素体脱碳的防止困难。此外淬火回火后的强度(硬度)降低。因此将C量定为 0.37% 以上(优选为 0.38% 以上)。

[0082] Si: $1.7\sim 2.30\%$

[0083] Si作为固溶强化元素有助于强度提高(例如基体强度提高),也使耐力提高,因此

Si 量在 1.7% 以上。而且采用本发明的制造方法,进一步使 Si 增量,也能够防止铁素体脱碳。因此在本发明中,可以将 Si 量的下限设定得较高,例如也可以设定为 1.75% 以上,特别是即使 Si 量在 1.9% 以上(例如 2.0% 以上),也能够防止铁素体脱碳,这一特征是本发明的优点。但是,若 Si 量过剩,则铁素体析出区域增大,铁素体脱碳的防止将困难。因此将 Si 量定为 2.30% 以下。所述 Si 量优选为 2.1% 以下,更优选为 1.9% 以下。

[0084] Mn :0.1 ~ 1.30%

[0085] Mn 使钢的淬硬性提高,在用于确保淬火回火后的硬度上是有效的元素。若 Mn 量过少,则难以达成弹簧用线材所要求的淬硬性。反之若 Mn 量过剩,则轧制后的冷却中发生过冷组织,线材的加工性劣化。因此将 Mn 量定为 0.1% 以上(优选为 0.12% 以上,更优选为 0.2% 以上)、1.30 以下(优选为 1.0% 以下,更优选为 0.9% 以下,进一步优选为 0.8% 以下)。

[0086] Cr :0.15 ~ 1.1%

[0087] Cr 通过固溶强化使钢材的基体强化,另外还是提高淬硬性的元素。若 Cr 量过少,则难以达成弹簧用线材所要求的淬硬性。反之若 Cr 量过剩,则线材的加工性劣化。因此 Cr 量为 0.15% 以上(优选为 0.2% 以上,更优选为 0.5% 以上,特别优选为 1.0% 以上),1.1% 以下(优选为 1.05% 以下)。

[0088] Cu :0.15 ~ 0.6%

[0089] Cu 具有提高钢材的耐腐蚀性的作用,另外还是抑制热轧时和弹簧加工中的热处理时铁素体脱碳的元素。但是若 Cu 过剩,则热裂纹产生。因此将 Cu 量定为 0.15% 以上(优选为 0.20% 以上),0.6% 以下(优选为 0.5% 以下)。

[0090] Ti :0.010 ~ 0.1%

[0091] Ti 使淬火回火后的旧奥氏体晶粒微细化,是在大气耐久性和耐氢脆性的提高上有效的元素。另外 Ti 形成 Ti 碳化物,在载置时防止奥氏体晶粒的粗大化,在用于防止载置后的冷却中发生过冷组织方面也有效。但是基 Ti 量过剩,则粗大的 Ti 氮化物析出,加工性劣化。因此将 Ti 量定为 0.010% 以上(优选为 0.020% 以上),0.1% 以下(优选为 0.09% 以下)。

[0092] Al :0.003 ~ 0.05%

[0093] Al 是作为钢水处理时的脱氧剂而发挥作用的元素。另外 Al 形成微细的 Al 氮化物,在其钉扎效果下而具有使晶粒微细化的作用。但是若 Al 量过剩,则形成粗大的 Al 氧化物,给疲劳特性等带来不利影响。因此将 Al 量定为 0.003% 以上(优选为 0.005% 以上),0.05% 以下(优选为 0.03% 以下)。

[0094] 本发明中使用的钢材(以及由此得到的弹簧用钢线材)的基本成分组成如上所述,余量实质上是铁。但是,当然允许因铁原料(含废铁)、副原料等的物资、制造设备等的状况而混入的不可避免的杂质包含在钢材(线材)中。也可以严密控制该不可避免的杂质,例如可以将 P、S、O、N 等控制在以下的范围内。

[0095] P :0.020% 以下

[0096] P 在旧奥氏体晶界偏析而使晶界脆化,是使疲劳特性降低的元素。因此 P 量越是尽可能低越为优选,例如可以控制在 0.020% 以下(优选为 0.010% 以下)。

[0097] S :0.020% 以下

[0098] S 在旧奥氏体晶界偏析而使晶界脆化,是使疲劳特性降低的元素。因此 S 量越是尽可能低越为优选,例如可以控制在 0.020% 以下(优选为 0.010% 以下)。

[0099] N :0.0070% 以下

[0100] N 量越多,越会与 Ti 和 Al 形成粗大的氮化物,给疲劳特性等带来不利影响。因此 N 量越是尽可能少越为优选,例如可以控制在 0.0070% 以下(优选为 0.005% 以下)。另一方面,若过度降低 N 量,则生产性显著降低。另外 N 与 Ti 和 Al 一起形成氮化物而有助于晶粒的微细化。如果从这一观点出发,则优选将 N 量设定为 0.001% 以上(优选为 0.002% 以上)。

[0101] O :0.0015% 以下

[0102] 若 O 量过剩,则粗大的氧化物系夹杂物(Al_2O_3 等)形成,给疲劳特性等带来不利影响。因此将 O 量的上限定为 0.0015% 以下(优选为 0.0010% 以下)。另一方面, O 量的下限在工业生产上一般为 0.0002% 以上(优选为 0.0004% 以上)。

[0103] 此外,本发明的钢材,也可以根据需要含有以下的选择元素。

[0104] Ni :0.15 ~ 0.7%

[0105] Ni 具有抑制轧制前及轧制中的铁素体脱碳的作用,此外还是具有提高淬火回火后的弹簧原材的韧性的作用的元素。因此根据需要,推荐含有 Ni 优选为 0.15% 以上(更优选为 0.2% 以上)的量。但是若 Ni 量过剩,则由于淬火回火,导致残留奥氏体量增大,抗拉强度降低。因此使之含有时的 Ni 量定为 0.7% 以下(优选为 0.65% 以下,更优选为 0.6% 以下)。

[0106] V :0.07 ~ 0.4% 及 / 或 Nb :0.01 ~ 0.1%

[0107] V 及 Nb 形成微细的化合物(V 碳化物、氮化物和它们的复合化合物, Nb 碳化物、氮化物、硫化物和它们的复合化合物),具有提高耐氢脆性及疲劳特性的作用,此外其发挥晶粒微细化效果,也是具有提高韧性和耐力的作用的元素。另外 V 也有助于耐久性的提高。因此根据需要,推荐含有 V 优选 0.07% 以上(更优选 0.10% 以上)的量,含有 Nb 优选为 0.01% 以上(更优选为 0.02% 以上)的量。

[0108] 但是若 V 及 Nb 过剩,则在淬火的加热时在奥氏体中没有固溶的碳化物的量增大,从而得不到充分的强度。除了这一弊端外,若 V 量过剩,则残留奥氏体量增大,弹簧硬度降低,另外助长热轧中的铁素体脱碳。另外若 Nb 量过剩,则形成粗大的 Nb 氮化物,补偿贸易产生疲劳折损。因此使之含有时的 V 量定为 0.4% 以下(优选为 0.3% 以下), Nb 量定为 0.1% 以下(优选为 0.05% 以下)。

[0109] Mo :0.01 ~ 0.3%

[0110] Mo 确保淬硬性,并且使软化阻抗提高,是在用于提高耐久性上有效的元素。因此推荐含有 Mo 优选为 0.01% 以上(更优选为 0.02% 以上)的量。但是若 Mo 量过剩,则在热轧后的冷却时发生过冷组织,加工性和延性劣化。因此使之含有时的 Mo 量定为 0.3% 以下(优选为 0.2% 以下)。

[0111] B :0.0003 ~ 0.005%

[0112] B 是防止 P 的晶界偏析,对提高耐氢脆性、韧性和延展性有效的元素。根据需要在线材中可以含有 B。另外, B 并不依赖大量的合金元素的添加,少量即可增大淬硬性。因此,抑制轧制后徐冷中生成的线材表面的铁素体的析出,并且确保弹簧制造时的淬火时的硬度

到很深。B 推荐优选含有 0.0003% 以上（更优选为 0.0005% 以上）的量。但是 B 含量过量时，形成 $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ 等的 B 化合物游离的 B 减少，因此，防止 P 的晶界偏析的效果饱和。另外，由于该 B 化合物粗大时较多，因此，成为疲劳损伤的起点，疲劳特性降低。因此，含有 B 时，将其上限定位 0.005% 以下（优选为 0.004% 以下）。

[0113] 在本发明的方法中使用的钢材（及本发明的弹簧用钢线材）中，可以使上式 (1) 所示的理想临界直径 DCI 为例如 75 ~ 135mm，优选为 80 ~ 120mm，更优选为 85 ~ 110mm。如果使 DIC 为 75mm 以上，则确保弹簧强度变得容易。另外通过使 DCI 在 130mm 以下，确保加工性变得容易。

[0114] 如果使用上述钢材并遵循本发明的方法来制造弹簧用钢线材，则能够防止脱碳，并且能够改善加工性。更具体地说，根据本发明，能够使线材的铁素体脱碳层深度例如实质上为 0mm（具体地说为 0.01mm 以下，优选为 0.00mm），能够使全脱碳层深度例如为 0.20mm 以下（优选为 0.18mm 以下，更优选为 0.15mm 以下），能够使断裂收缩率为 25% 以上（优选为 28% 以上，更优选为 30% 以上）。还有，抗拉强度例如为 1000MPa 以上（优选为 1100 ~ 1500MPa 左右，更优选为 1200 ~ 1400MPa 左右）。

[0115] 本发明的弹簧用钢线材，不仅铁素体脱碳得到防止，而且加工性也优异，因此在轧制状态下也能够用于由粗径进行的拉拔加工。本发明的弹簧用钢线材的线径，例如为 5 ~ 25mm（优选为 7 ~ 23mm，更优选为 10 ~ 20mm）。

[0116] 其次，对于本第二发明进行说明。

[0117] 本第二发明（以下仅称为本发明）的钢线材在如下几点上具有特性：铁素体脱碳得到防止，而且调质后的硬度高，因腐蚀产生的凹坑平坦，且耐氢脆化性提高。这样的钢其腐蚀疲劳强度优异。所述铁素体脱碳的防止，能够通过筹划制造条件来达成。调质后的硬度、腐蚀坑的形状、耐氢脆性，在防止了铁素体脱碳后，通过适当控制合金元素（即通过使上述 $\text{Ce}_{q1} \sim 3$ 适当）便能够达成。以下依次进行说明。

[0118] 在本发明中，通过筹划制造方法来防止铁素体脱碳。虽然铁素体脱碳通过控制合金元素也能够降低，但是这种情况下合金元素的添加量增大，经济性有可能降低，另外与 $\text{Ce}_{q1} \sim 3$ 的控制难以并立，因此通过制造方法的筹划来防止铁素体脱碳。

[0119] 本第二发明的制造方法的基本的考虑方向和步骤与本第一发明相同。因此，在以下的说明中，只记述与本第一发明不同的细部条件。

[0120] 终轧的优选温度范围为 1000°C 以上（特别优选 1050°C 以上），1250°C 以下（特别优选 1200°C 以下）。

[0121] 终轧之前的轧制温度（例如中间轧制的最终温度）没有特别限定，但是通常为 850°C 以上（优选为 860°C 以上）。

[0122] 热轧前的钢的加热温度为 900°C 以上（优选为 $A_{3(C=0)}$ 相变点以上）， $A_{4(C=0)}$ 相变点以下（优选为 1250°C 以下）。

[0123] 向冷却床的载置温度为 900°C 以上，优选为 940°C 以上。

[0124] 在冷却床时，在 600 ~ 750°C 的温度范围，分为卷的密部和卷的疏部来控制冷却速度。卷材密部的冷却速度为 1.0°C / 秒以上（优选为 1.2°C / 秒以上）。卷的疏部的冷却速度为 8°C / 秒以下（优选为 7°C / 秒以下）。

[0125] 本发明的弹簧用钢线材，不仅铁素体脱碳层被降低，而且还以下几点特征：1) 调

质（淬火·回火）后的硬度高；2）因腐蚀而产生的凹坑平坦，并且3）耐氢脆性提高。除了铁素体脱碳的防止以外，由于还兼备这3个特征，因此能够提高腐蚀疲劳强度。而且本发明的最大的特征在于以下的点：明确阐明赋予1）硬度、2）凹坑形状、3）耐氢脆性的合金元素的复杂关系，发现分别与 $Ceq1$ 、 $Ceq2$ 、 $Ceq3$ 有着极高的相关关系（参照图1～3）。 $Ceq1$ 越大越硬， $Ceq2$ 越小凹坑形状越平坦， $Ceq3$ 越小耐氢脆性越高，其分别在提高腐蚀疲劳强度上有利地发挥着作用。

$$[0126] \quad Ceq1 = [C] + 0.11[Si] - 0.07[Mn] - 0.05[Ni] + 0.02[Cr] \cdots (1)$$

$$[0127] \quad Ceq2 = [C] + 0.30[Cr] - 0.15[Ni] - 0.70[Cu] \cdots (2)$$

$$[0128] \quad Ceq3 = [C] - 0.04[Si] + 0.24[Mn] + 0.10[Ni] + 0.20[Cr] - 0.89[Ti] - 1.92[Nb] \cdots (3)$$

[0129] 如上式所把握的，例如 Ni 从 $Ceq1$ （硬度）和 $Ceq3$ （耐氢脆性）的观点出发，对腐蚀疲劳强度来说起着不利的作用，从 $Ceq2$ （凹坑形状）的观点出发，则对腐蚀疲劳强度来说发挥着有利的作用。其他合金元素也一样，彼此存在复杂的关系。根据本发明，并不是个别地控制各元素，而是立足于 $Ceq1 \sim 3$ 的视点而进行综合性地控制，由此能够确实地提高腐蚀疲劳强度。

[0130] $Ceq1$ 的范围为 0.580 以上，优选为 0.59 以上，更优选为 0.60 以上。 $Ceq2$ 为 0.49 以下，优选为 0.47 以下，更优选为 0.45 以下，特别优选为 0.43 以下。 $Ceq3$ 为 0.570 以下，优选为 0.54 以下，更优选为 0.52 以下。

[0131] 本发明的弹簧用钢线材的硬度，例如为 540HV 以上（例如 540～580HV 左右）。还有所述硬度若换算成洛氏硬度 C 和抗拉强度，则为 52～54HRC 左右，相当于 1900～2000MPa 左右。

[0132] 另外由本发明的弹簧用钢线材达成的凹坑形状，能够根据长宽比特定，该长宽比通过实施下述腐蚀试验而求得，该长宽比例如为 0.9 以下左右（例如 0.3～0.85 左右）。

[0133] 腐蚀试验：

[0134] (a) 以 925℃ 的温度加热弹簧钢线材 10 分钟后，用温度 70℃ 的油冷却而进行油淬火，接着以 400℃ 的温度加热 60 分钟进行回火后（其后，要是需要便切削表面而进行缩径后（例如使直径缩短 0.25mm 左右后）），接下来用 800 号的砂纸研磨表面，制作腐蚀试验用的试验片。

[0135] (b) 对该试验片，遵循 JIS Z 2371 以 35℃ 喷雾 5 质量%的 NaCl 水溶液 8 小时，其后，将试验片在湿度 60% 及温度 35℃ 的湿润环境中保持 16 小时，将此作为 1 个循环，将其进行合计 14 个循环。

[0136] (c) 在用蒸馏水将柠檬酸铵 (ammonium citrate) 稀释为 10 质量%的液体中，常温下浸渍试验片，除去因盐水喷雾而发生的锈。接着用激光显微镜观察试验片表面的腐蚀坑，从试验片表面所观察到的腐蚀坑这中，双深度从大到小的顺序选择 5 个以上的腐蚀坑，依据下式 (4) 计算这些腐蚀坑的长宽比。

$$[0137] \quad \text{长宽比} = (\text{腐蚀坑的深度} \times 2) / (\text{腐蚀坑的宽度}) \cdots (4)$$

[0138] 本发明的弹簧用钢线材的氢裂纹寿命，例如为 720 秒以上（例如 800～1200 秒左右）。氢裂纹寿命能够以如下方式求得。

[0139] 以 925℃ 的温度加热弹簧钢线材 10 分钟后，用温度 70℃ 的油冷却而进行油淬火，接着以 400℃ 的温度加热 60 分钟进行回火，成为试验片。边通过 4 点弯曲使 1400MPa 的应

力发挥作用,边将试验片浸渍在硫酸(0.5mol/L)及硫氰酸钾(0.01mol/L)的混合水溶液中。用稳压器(potentiostat)施加比SCE电极低的-700mV的电压,测定直至裂纹发生的时间。

[0140] 本发明的弹簧用钢线材的腐蚀疲劳强度,例如为290MPa以上(优选为300~400MPa左右)。腐蚀疲劳强度例如能够以以下方式求得。

[0141] (a)以925℃的温度加热弹簧钢线材10分钟后,用温度70℃的油冷却而进行油淬,接着以400℃的温度加热60分钟进行回火后,加工成JIS试验片(疲劳试验片)。

[0142] (b)用800号的砂纸研磨该疲劳试验片的平行部。用被膜保护试验片的弯曲部而不使之腐蚀,之后,遵循JIS Z 2371以35℃对该试验片喷雾5质量%的NaCl水溶液8小时,其后,将试验片在湿度60%及温度35℃的湿润环境中保持16小时,将此作为1个循环,将其进行合计14个循环后,以小野式回转弯曲疲劳试验进行疲劳试验。边以10MPa间隔使负荷应力增大,边在各负荷应力下采用5个试验片实施疲劳试验,5个试验片全部达到1000万次而没有折损的应力为腐蚀疲劳强度。

[0143] 能够适用本发明的弹簧用钢线材的成分组成如下。

[0144] C:0.38~0.47%、

[0145] Si:1.9~2.5%、

[0146] Mn:0.6~1.3%、

[0147] Ti:0.05~0.15%及

[0148] Al:0.003~0.1%、

[0149] 余量:铁和不可避免的杂质

[0150] 对于合金元素量(成分)的限定理由进行详述。

[0151] C:0.38~0.47%

[0152] C在钢中必须含有,其有助于淬火·回火后的强度(硬度)的提高。但是若C量过多,则腐蚀坑的长宽比增大,导致应力向腐蚀坑的集中增大,另外钢中基体的韧性劣化,耐氢脆性也劣化。其结果是,若C量过剩,则腐蚀疲劳特性劣化。因此将C量定为0.38%以上(优选为0.39%以上),0.47%以下(优选为0.45%以下,更优选为0.43%以下)。

[0153] Si:1.9~2.5%

[0154] Si作为固溶强化元素而有助于强度提高,也使耐力提高。因此,若Si量过少,则基体强度不足。此外Si使回火时的碳化物析出温度移至高温侧,使回火脆性域移至高温侧,由此也具有提高耐氢脆性的作用。但是若Si过剩,则阻碍调质加热时的碳化物的溶入,强度降低。因此将Si量定为1.9%以上(优选为1.95%以上),2.5%以下(优选为2.3%以下,更优选为2.2%以下)。

[0155] Mn:0.6~1.3%

[0156] Mn是扩大平衡相图中的奥氏体区域的元素(奥氏体形成元素),对稳定抑制铁素体脱碳有效。但是若Mn量过剩,则钢中基体的韧性降低,耐氢脆性劣化,其结果是腐蚀疲劳特性劣化。因此将Mn量定为0.6%以上(优选为0.65%以上,更优选为0.7%以上),1.3%以下(优选为1.1%以下,更优选为0.9%以下)。

[0157] Ti:0.05~0.15%

[0158] Ti使淬火·回火后的旧奥氏体晶粒微细化,对大气耐久性及耐氢脆性的提高有

效。但是若 Ti 量过剩,则粗大的 Ti 氮化物析出,疲劳特性劣化。因此将 Ti 量定为 0.05% 以上(优选为 0.06% 以上,更优选为 0.07% 以上),0.15% 以下(优选为 0.1% 以下,更优选为 0.09% 以下,特别优选为 0.085% 以下)。

[0159] Al :0.003 ~ 0.1%

[0160] Al 是作为钢水处理时的脱氧剂而发挥作用的元素。另外 Al 形成微细的 Al 氮化物,在其钉扎效果下而具有使晶粒微细化的作用。但是若 Al 量过剩,则形成粗大的 Al 氧化物,给疲劳特性等带来不利影响。因此将 Al 量定为 0.003% 以上(优选为 0.005% 以上),0.1% 以下(优选为 0.05% 以下,更优选为 0.03% 以下)。

[0161] 本发明中使用的弹簧用钢的余量实质上是铁。但是,当然允许因铁原料(含废铁)、副原料等的物资、制造设备等的状况而混入的不可避免的杂质包含在钢材(线材)中。也可以严密控制该不可避免的杂质,例如可以将 P、S、O、N 等控制在以下的范围内。

[0162] P :0.02% 以下

[0163] P 在旧奥氏体晶界偏析而使晶界脆化,是使疲劳特性降低的元素。因此 P 量越是尽可能低越为优选,例如可以控制在 0.02% 以下(优选为 0.01% 以下)。

[0164] S :0.02% 以下

[0165] S 在旧奥氏体晶界偏析而使晶界脆化,是使疲劳特性降低的元素。因此 S 量越是尽可能低越为优选,例如可以控制在 0.02% 以下(优选为 0.01% 以下)。

[0166] N :0.007% 以下

[0167] N 量越多,越会与 Ti 和 Al 形成粗大的氮化物,给疲劳特性等带来不利影响。因此 N 量越是尽可能少越为优选,例如可以控制在 0.007% 以下(优选为 0.005% 以下)。另一方面,若过度降低 N 量,则生产性显著降低。另外 N 与 Al 一起形成氮化物而有助于晶粒的微细化。如果从这一观点出发,则优选将 N 量设定为 0.001% 以上(优选为 0.002% 以上)。

[0168] O :0.0015% 以下

[0169] 若 O 量过剩,则粗大的氧化物系夹杂物(Al_2O_3 等)形成,给疲劳特性等带来不利影响。因此将 O 量的上限定为 0.0015% 以下(优选为 0.0010% 以下)。另一方面, O 量的下限在工业生产上一般为 0.0002% 以上(优选为 0.0004% 以上)。

[0170] 此外本发明的弹簧用钢,也可以根据需要含有以下的选择元素。

[0171] Cr :0.1 ~ 0.4%

[0172] Cr 通过固溶强化使钢的基体强化,另外还具有提高淬火性的作用。为了发挥这样的作用,推荐在钢中含有 Cr 优选为 0.1% 以上(更优选为 0.15% 以上,进一步优选为 0.220% 以上)的量。但是具有降低腐蚀坑底部的 pH 值,使腐蚀坑的长宽比增大(变得锐利)这样的作用,其对腐蚀疲劳性造成不利影响。因此在本发明中,将 Cr 量的上限定为 0.4% 以下(优选为 0.3% 以下,更优选为 0.25% 以下)。

[0173] Cu :0.1 ~ 0.7%

[0174] Cu 在电化学性上是比较贵的元素,具有提高钢的耐腐蚀性的作用。此外 Cu 使腐蚀中产生的锈的非晶组成增大,具有抑制作为腐蚀原因之一的 Cl 元素在腐蚀坑底部稠化的作用。在该作用下,腐蚀坑的长宽比受到限制,应力集中被缓和,腐蚀疲劳特性提高。为了发挥这样的作用,推荐使钢中含有 Cu 优选为 0.1% 以上(更优选为 0.15% 以上,进一步优选为 0.22% 以上)的量。但是由于添加 Cu,会导致热轧裂纹产生。因此在本发明中,将 Cu

量的上限定为 0.7% 以下（优选为 0.5% 以下，更优选为 0.4% 以下，特别优选为 0.35% 以下）。

[0175] Ni :0.1 ~ 0.7%

[0176] Ni 与 Cu 一样，具有提高耐腐蚀性的作用，以及使锈的非晶组成增大，从而降低腐蚀坑的长宽比的作用。为了发挥这样的作用，推荐使钢中含有 Ni 优选为 0.1% 以上（更优选为 0.15% 以上，进一步优选为 0.20% 以上）的量。但是，Ni 具有使调质（淬火·回火）后的基体中的残留奥氏体量增大的作用，其结果是使调质后的硬度（抗拉强度）降低。此外也使耐氢脆性降低。因此在本发明中，将 Ni 量的上限定为 0.7% 以下，优选为 0.5% 以下，更优选为 0.4% 以下，特别优选为 0.35% 以下。

[0177] 本发明的弹簧用钢，上述 Cr、Cu 及 Ni 也可以都不包含，但优选以上述的量含有 Cr、Cu 及 Ni 之中的至少 1 种，更优选以上述的量含有 Cr 及 Ni 的任意 1 种。

[0178] Nb :0.01 ~ 0.1%

[0179] Nb 形成微细的化合物（Nb 碳化物、氮化物、硫化物和它们的复合化合物），是具有提高耐氢脆性作用的元素。此外 Nb 发挥有晶粒微细化效果，也具有提高韧性和耐力的作用。因此根据需要，推荐含有 Nb 优选 0.01% 以上（更优选 0.02% 以上）的量。但是若 Nb 量过剩，则淬火加热时在奥氏体中没有固溶的碳化物量增大，得不到充分的强度。另外若 Nb 量过剩，则形成粗大的 Nb 氮化物，容易发生疲劳折损。因此使这含有时的 Nb 量定为 0.1% 以下（优选为 0.05% 以下）。

[0180] B :0.0003 ~ 0.005%

[0181] B 是防止 P 的晶界偏析，对提高耐氢脆性、韧性和延展性有效的元素。根据需要在线材中可以含有 B。另外，B 并不依赖大量的合金元素的添加，少量即可增大淬硬性。因此，抑制轧制后徐冷中生成的线材表面的铁素体的析出，并且确保弹簧制造时的淬火时的硬度到很深。B 推荐优选含有 0.0003% 以上（更优选为 0.0005% 以上）的量。但是 B 含量过量时，形成 $Fe_{23}(CB)_6$ 等的 B 化合物游离的 B 减少，因此，防止 P 的晶界偏析的效果饱和。另外，由于该 B 化合物粗大时较多，因此，成为疲劳损伤的起点，疲劳特性降低。因此，含有 B 时，将其上限定位 0.005% 以下（优选为 0.004% 以下）。

[0182] 本发明的弹簧用钢的线径例如为 9 ~ 25mm（优选为 10 ~ 20mm）。

[0183] 【实施例】

[0184] 以下，列举实施例更具体地说明本发明，但本发明并不受以下的实施例限制，在能够符合上述、下述的宗旨的范围内当然也可以加以变更实施，这些均包含在本发明的技术范围内。

[0185] 实施例 1

[0186] 展示关于本第一发明的实施例。

[0187] 用 80 吨的转炉熔炼表 1 所示的化学成分组成的钢（钢种 SA ~ SL），通过连续铸造制成 400mm 角的钢锭，再进行开坯轧制成为 155mm 角的板坯。加热该板坯后进行热轧，水冷至接近载置温度后卷取，载置于 Stelmor 冷却设备的冷却床（传送带），边调节供给到卷材密部和卷材疏部的风量边进行鼓风冷却，由此制作直径 14.3mm 的弹簧用线材 2 吨。详细的制造条件如表 2 所示。另外表 2 中，冷却速度为温度 750 ~ 600℃ 之间的速度。

[0188] 以如下方式调查得到的线材的抗拉强度、断裂收缩率、脱碳层深度。另外，为了调

查线材的冷却开始前的奥氏体结晶粒度号而实施以下的试验。

[0189] (1) 拉伸试验 (抗拉强度, 断裂收缩率)

[0190] 从线材卷的顶端部 (轧制开始) 及末端部 (轧制结束) 寸断第 5 卷。将顶端侧及末端侧的 1 卷分别分割为 8 等分, 合计制作 16 个线材片。通过辊矫正例线材片成为直线形状后, 由各线材片制作 JIS Z2201 的 2 号试验片 (夹头间距离 200mm), 进行拉伸试验, 测定抗拉强度及断裂收缩率。在 16 个试验片之中, 抗拉强度的最大值及断裂收缩率的最小值为该线材的抗拉强度及断裂收缩率。抗拉强度高、断裂收缩率小的例子 (特别是低于 25% 时), 判断为有过冷组织的影响, 为不合格。

[0191] (2) 脱碳层深度

[0192] 在由所述顶端侧及末端侧得到的 16 个线材片中, 从提取拉伸试验片的旁边切断 10mm 左右, 取得试样。边使切断面露出表面将试样边埋入树脂, 用砂纸及金刚砂粒子对该试样进行湿式研磨, 接着用苦醇 (picral) 进行刻蚀, 制作合计 16 个脱碳层深度测定用试验片。用光学显微镜以 200 倍的观察倍率观察这些试验片, 测定表层的全脱碳层深度及铁素体脱碳层深度。该测定法遵循 JIS G 0558 的显微镜的测定。在 16 个试样之中, 全脱碳层深度及铁素体脱碳层深度的最大值为本发明的“全脱碳层深度”及“铁素体脱碳层深度”。

[0193] (3) 奥氏体结晶粒度号

[0194] 与上述实验例同样, 实施从钢的熔炼到线材的卷取。不是以表 2 所示的冷却条件, 而是通过强风冷、以大约 $20^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 的冷却速度冷却该线材卷到直 200°C 的温度, 制作以马氏体组织为主体的线材 (即, 用光学显微镜以 200 倍的观察倍率观察表层 0.1mm 的深度时, 组织的 95 面积%以上为马氏体组织的线材) 2 吨。分别将顶端侧及末端侧的 1 卷分割成 8 等分, 合计制作 16 个线材片。从各线材片湿式切断 20mm 左右的长度的试样, 将其进行 $500^{\circ}\text{C} \times 2$ 小时退火。边使切断面露出表面边将试样埋入树脂, 用砂纸及金刚砂粒子对该试样进行湿式研磨, 接着用苦醇 (picral) 进行刻蚀, 制作合计 16 个奥氏体结晶粒度号的测定用试验片。用光学显微镜观察这些试验片, 测定从表面至 0.1mm 的深度的位置的奥氏体结晶粒度号。该测定法遵循 JIS G 0551 的结晶粒度的显微镜试验方法。在 16 个试样之中, 采用奥氏体结晶粒度号的最小值。

[0195] 测定结果显示在表 2 中。另外表 2 中还记述有根据化学成分组成 (其中 $\text{C} = 0\%$) 由 Thermo-Calc 计算的 A_1 相变点、 A_3 相变点及 A_4 相变点 (即 $A_{1(\text{C}=0)}$ 相变点、 $A_{3(\text{C}=0)}$ 相变点、 $A_{4(\text{C}=0)}$ 相变点) 还有钢种 J, 在 $\text{C} = 0\%$ 附近 A_3 及 A_4 线结合, $A_{3(\text{C}=0)}$ 相变点及 $A_{4(\text{C}=0)}$ 相变点消失。

[0196]

【表 1】

钢种	化学成分(单位:质量%, 余量:铁和不可避免的杂质)															
	C	Si	Mn	Ni	Cr	V	Ti	Cu	Nb	P	S	Mo	B	Al	N	O
SA	0.42	2.21	0.79	—	0.22	—	0.076	0.50	—	0.008	0.007	—	—	0.018	0.0033	0.0009
SB	0.42	2.19	0.78	0.19	0.21	—	0.074	0.28	—	0.005	0.004	—	—	0.025	0.0045	0.0011
SC	0.41	1.74	0.19	0.51	1.04	0.16	0.061	0.27	—	0.007	0.003	—	—	0.018	0.0020	0.0004
SD	0.43	1.89	0.16	0.58	1.01	0.11	0.060	0.36	—	0.008	0.003	—	—	0.031	0.0047	0.0010
SE	0.48	1.95	0.74	0.29	0.18	0.15	0.076	0.18	—	0.005	0.003	—	—	0.025	0.0033	0.0007
SF	0.42	2.00	1.25	0.33	0.21	—	0.055	0.54	0.021	0.006	0.005	—	—	0.004	0.0055	0.0005
SG	0.42	1.72	0.23	—	0.52	—	0.098	0.36	—	0.007	0.006	0.15	—	0.005	0.0025	0.0015
SH	0.36	2.08	0.88	0.68	0.16	—	0.050	0.58	—	0.005	0.004	—	—	0.020	0.0011	0.0005
SI	0.55	1.72	0.33	0.45	1.02	0.11	0.042	0.15	0.023	0.019	0.018	—	—	0.035	0.0024	0.0012
SJ	0.48	2.32	0.58	0.25	0.14	—	0.051	0.16	—	0.021	0.022	—	—	0.015	0.0041	0.0008
SK	0.41	1.75	1.32	0.51	0.28	—	0.066	0.25	—	0.012	0.014	—	—	0.020	0.0022	0.0008
SL	0.44	1.73	0.27	—	0.98	0.22	0.005	0.22	—	0.013	0.008	—	—	0.018	0.0072	0.0017
SM	0.42	2.21	0.79	—	0.22	—	0.076	0.50	—	0.008	0.007	—	0.022	0.022	0.0035	0.0008

[0197]

【表 2】

线材	钢种	C=0%时的相变点			DCI (mm)	加热温 度 (°C)	最低轧制 温度(°C)	终轧最 终到达 温度(°C)	载置 温度 (°C)	奥氏体 结晶粒 度号	卷材密 部冷却 速度 (°C/秒)	卷材疏 部冷却 速度 (°C/ 秒)	DmT (mm)	DmF (mm)	拉身强 度 (MPa)	断裂 收缩 率 (%)
		A ₁ (°C)	A ₃ (°C)	A ₄ (°C)												
SA-1	SA	950	1100	1250	89	1240	900	1150	965	9.8	1.8	6.9	0.15	0.00	1180	32
SA-2						1150	880	1000	955	10.0	2.0	7.2	0.18	0.04	1210	30
SA-3						1300	885	1080	950	10.5	2.2	7.8	0.35	0.06	1050	41
SB-1	SB	940	1080	1270	87	1210	910	1150	945	10.5	2.1	6.9	0.09	0.00	1210	31
SB-2						1200	880	1280	950	9.8	1.5	4.5	0.21	0.03	1180	35
SB-3						1190	940	1090	970	8.8	0.8	5.1	0.18	0.05	1220	28
SC-1	SC	925	1050	1250	107	1210	905	1180	970	9.0	1.5	5.5	0.08	0.00	1240	30
SC-2						1200	880	1150	990	7.5	2.5	7.5	0.16	0.00	1390	21
SC-3						1180	920	1040	954	9.8	1.5	5.2	0.18	0.02	1250	28
SD-1	SD	920	1050	1260	103	1180	910	1150	970	8.9	3.5	7.5	0.18	0.00	1280	28
SD-2						1220	900	1160	890	10.5	3.2	6.2	0.29	0.05	1220	38
SD-3						1240	880	1190	920	10.0	3.0	9.2	0.12	0.00	1380	16
SE-1	SE	925	1080	1270	100	1210	860	1150	925	9.5	6.8	7.0	0.15	0.00	1320	32
SE-2						1280	880	1140	930	9.9	1.5	3.8	0.28	0.05	1300	31
SE-3						1200	900	1090	945	10.3	0.5	2.2	0.15	0.08	1280	35
SF-1	SF	850	970	1360	134	1250	900	1150	940	10.0	1.8	7.8	0.08	0.00	1280	28

[0200] 另一方面,加热温度高的线材 SA-3 及 SE-2,终轧中的最高到达温度低的线材 SA-2、SC-3 及 SL-1,终轧中的最高到达温度高的线材 SB-1 及 SF-2,载置温度低的线材 SD-2、SG-2,卷材密部的冷却速度小的线材 SB-3 及 SE-3,以及 C 或 Si 量在本发明的范围外的线材 SH-1 及 SJ-1,发生铁素体脱碳。

[0201] 还有,例如 A 钢的 A_3 相变点 ($C = 0.42\%$) 约为 840°C 左右,在 SA-2 的例子中,轧制中通常温度保持在该 A_3 相变点以上。但是在该 SA-2 的例子中产生了铁素体脱碳。如 SA-1 所示,通过使终轧中的最高到达温度为 $A_{3(C=0)}$ 相变点以上,能够防止铁素体脱碳。

[0202] 另外,载置温度高的线材 C-2,卷材疏部的冷却速度大的线材 SD-3 及 SF-3 以及合金元素量过剩的线材 SI-1 及 SK-1,断裂收缩率低至低于 25% 。

[0203] 实施例 2

[0204] 展示关于本第二发明的实施例。

[0205] 用 150kg 的小型真空熔解炉熔炼表 3 所示的化学成分组成的钢,进行热锻,制成 155mm 角的板坯。根据化学成分组成计算的 $C_{eq1} \sim 3$ 显示在表 5 中。加热所述板坯后进行热轧,水冷至接近载置温度后卷取,载置于 Stelmor 冷却设备的冷却床(传送带)上,边调节供给到卷材密部和卷材疏部的风量边进行鼓风冷却,由此制作直径 13.5mm 的弹簧用钢(线材)。详细的制造条件如表 4 所示。另外表 4 中,冷却速度为温度 $600 \sim 750^\circ\text{C}$ 之间的速度。还有在表 4 中,记述有根据化学成分组成(其中 $C = 0\%$)由 Thermo-Calc 计算的 $A_{1(C=0)}$ 相变点、 $A_{3(C=0)}$ 相变点、 $A_{4(C=0)}$ 相变点。

[0206] 以如下方式调查得到的弹簧用钢线材的脱碳层深度、调质(淬火·回火)后的疲劳强度、维氏硬度、腐蚀坑的长宽比及氢脆化裂纹寿命。

[0207] (1) 脱碳层深度

[0208] 从线材卷的末端部(轧制结束)寸断第 3、4 及 5 卷,1 卷分别分割为 8 等分,制作合计 24 个线材片。从线材片分别切断 10mm 左右,取得试样。边使切断面露出表面边将试样埋入树脂,用砂纸及金刚砂粒子对该试样进行湿式研磨,接着用苦醇(picral)进行刻蚀,制作合计 24 个脱碳层深度测定用试验片。用光学显微镜以 200 倍的观察倍率观察这些试验片,与实施例 1 的情况相同,求得全脱碳层深度(DmT)及铁素体脱碳层深度(DmF)。

[0209] (2) 疲劳强度

[0210] 对所述线材片实施拉拔加工(磨棒加工)及切断,制作直径 $12.5\text{mm} \times$ 长 70mm 的试样。以 925°C 的温度加热该试样 10 分钟后,用温度 70°C 的油冷却而进行油淬火,接着以 400°C 的温度加热 60 分钟进行回火。将进行了淬火·回火的钢加工成弯曲部直径 12mm ,平行部直径 8mm JIS Z2274 的 1 号试验片(疲劳试验片)。

[0211] 用 800 号的砂纸研磨该疲劳试验片的平行部。用被膜保护试验片的弯曲部而不使之腐蚀,之后,遵循 JIS Z 2371 以 35°C 对该试验片喷雾 5 质量%的 NaCl 水溶液 8 小时,其后,将试验片在湿度 60% 及温度 35°C 的湿润环境中保持 16 小时,将此作为 1 个循环,将其进行合计 14 个循环。进行了该腐蚀试验的试验片保管在真空干燥器中,直至供小野式回转弯曲疲劳试验。边以 10MPa 间隔使负荷应力增大,边在各负荷应力下采用 5 个试验片实施小野式回转弯曲疲劳试验,5 个试验片全部达到 1000 万次而没有折损的应力为腐蚀疲劳强度。结果显示在表 5 中。

[0212] (3) 维氏硬度

[0213] 对所述线材片进行磨棒加工及切断,制作直径 12.5mm×长 60mm 的试样。以与疲劳试验相同的条件对该试样进行淬火·回火,制作维氏硬度测定用的试验片。将该试验片埋入树脂并使横截面露出,进行硬度·镜面加工后,以 10kg 的载荷针对距表层深 0.1mm 的位置进行维氏硬度试验,测定维氏硬度。结果显示在表 5 中。图 1 中记载表示维氏硬度与 Ceq_1 的关系的曲线图。另外在表 5 中,记载有由维氏硬度换算的抗拉强度(在表 5 中记载为“换算 TS”)。该换算使用下式(5):

$$[0214] \quad TS = 58.33 \times (-9.751 + 0.16491 \times HV - 9.4457 \times 10^{-5} \times HV^2) - 1135.7$$

$$[0215] \quad \dots (5)$$

[0216] [上式中,TS 表示抗拉强度(MPa),HV 表示维氏硬度。]

[0217] (4) 腐蚀坑的长宽比

[0218] 对所述的线材片进行磨棒加工及切断,制作直径 12.5mm×长 120mm 的试样。以与疲劳试验相同的条件对该试样进行淬火·回火,机械加工成直径 10mm×长 100mm 的形状,制作长宽比测定用的试验片。用 800 号的砂纸研磨试验片的表面,以瓷漆(enamel)被覆保护该试验片的两端 10mm 而不使之腐蚀,遵循 JIS Z 2371 以 35℃ 对该试验片喷雾 5 质量% 的 NaCl 水溶液 8 小时,其后,将试验片在湿度 60% 及温度 35℃ 的湿润环境中保持 16 小时,将此作为 1 个循环,将其进行合计 14 个循环。其后,在用蒸馏水将柠檬酸铵(98.7%) 稀释为 10 质量% 的液体中,常温下浸渍试验片,除去因盐水喷雾而发生的锈,用激光显微镜(Lasertec 社制“1LM21W”,倍率:100 ~ 200 倍) 观察试验片表面的腐蚀坑。每个钢种使用 5 个试验片。从 5 个试验片表面观察到的腐蚀坑之中,按深度从大到小的顺序选择 10 个腐蚀坑,将各腐蚀坑的深度及宽度代入上式(4),求得长宽比,求得它们的平均值。结果显示在表 5 中。图 2 中记载有表示腐蚀坑的长宽比(平均值)与 Ceq_2 的关系的曲线图。

[0219] (5) 氢脆化裂纹寿命

[0220] 对所述的线材片进行磨棒加工及切断,制作直径 12.5mm×长 70mm 的试样。以与疲劳试验相同的条件对该试样进行淬火·回火之后,切下宽 10mm×厚 1.5mm×长 65mm 的试验片。对于该试验片,边由 4 点弯曲使 1400MPa 的应力发挥作用,边将试验片浸渍在硫酸(0.5mol/L) 及硫氰酸钾(0.01mol/L) 的混合水溶液中。用稳压器施加比 SCE 电极低的 -700mV 的电压,测定直至裂纹发生的时间。结果显示在表 5 中。图 3 中记载有氢脆化裂纹寿命与 Ceq_3 的关系的曲线图。

[0221]

【表 3】

钢种	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	Ti	Nb	V	B	P	S	Al	N	O
A	0.42	2.20	0.80	—	0.15	0.20	0.075	—	—	—	0.008	0.011	0.021	0.0055	0.0014
B	0.42	2.20	0.80	0.20	0.15	0.20	0.075	—	—	—	0.012	0.005	0.018	0.0051	0.0013
C	0.41	2.18	0.80	0.19	—	—	0.075	—	—	—	0.009	0.003	0.015	0.0048	0.0008
D	0.42	2.20	0.80	0.20	—	0.30	0.075	—	—	—	0.005	0.006	0.026	0.0033	0.0012
E	0.42	2.20	0.80	0.20	0.50	—	0.075	—	—	—	0.003	0.015	0.044	0.0045	0.0011
F	0.42	2.20	0.80	0.20	0.28	0.20	0.075	—	—	—	0.006	0.012	0.023	0.0061	0.0010
G	0.42	2.20	0.80	—	0.29	0.20	0.075	—	—	—	0.015	0.017	0.033	0.0025	0.0009
H	0.47	2.45	0.93	—	—	0.50	0.051	0.020	—	—	0.013	0.011	0.016	0.0066	0.0007
I	0.38	2.48	1.14	0.35	—	—	0.095	—	—	—	0.012	0.010	0.005	0.0035	0.0005
J	0.43	1.95	0.77	0.35	0.22	0.35	0.100	—	—	—	0.013	0.015	0.004	0.0028	0.0010
K	0.45	1.91	0.61	0.35	0.25	—	0.098	—	—	—	0.011	0.015	0.025	0.0055	0.0014
L	0.37	1.88	0.40	0.33	0.22	—	0.081	—	—	—	0.008	0.009	0.006	0.0061	0.0008
M	0.47	2.15	0.77	0.37	0.12	0.15	0.051	—	—	—	0.006	0.003	0.008	0.0055	0.0011
N	0.56	1.40	0.70	0.67	—	—	—	—	—	—	0.003	0.002	0.015	0.0048	0.0012
O	0.61	1.95	0.90	0.15	—	—	—	—	—	—	0.005	0.004	0.012	0.0044	0.0015
P	0.60	1.52	0.52	0.55	—	—	—	—	0.165	—	0.004	0.012	0.025	0.0033	0.0014
Q	0.41	1.71	0.18	1.01	0.22	0.52	0.075	—	0.152	—	0.011	0.013	0.024	0.0048	0.0013
R	0.41	1.75	0.20	1.05	0.27	0.40	0.060	—	—	—	0.012	0.005	0.016	0.0049	0.0007
S	0.48	1.95	0.75	0.18	0.19	0.30	0.075	—	0.150	—	0.015	0.006	0.035	0.0051	0.0005
T	0.48	1.95	0.80	0.20	0.15	0.25	0.060	—	—	—	0.005	0.008	0.044	0.0043	0.0008
F2	0.42	2.20	0.80	0.20	0.28	0.20	0.075	—	—	0.0020	0.006	0.012	0.023	0.0061	0.0010

[0222]

【表 4】

钢种	A _{1(C=0)} (°C)	A _{3(C=0)} (°C)	A _{4(C=0)} (°C)	加热温 度 (°C)	最低轧制 温度 (°C)	终轧最终 到达温度 (°C)	载置温 度 (°C)	卷材密部 冷却速度 (°C/秒)	卷材疏部 冷却速度 (°C/秒)
A	950	1100	1250	1200	900	1180	965	1.8	7.5
B	950	1090	1260	1150	1000	1180	955	2.2	7.0
C	975	1180	1200	1150	900	1190	980	2.1	6.3
D	950	1080	1270	1180	910	1150	955	1.5	5.5
E	950	1100	1250	1200	950	1150	950	1.5	5.8
F	940	1080	1270	1190	940	1150	970	2.0	7.9
G	950	1090	1270	1180	920	1150	970	2.5	5.5
H	940	1090	1270	1200	900	1180	990	2.5	6.5
I	960	1160	1190	1180	930	1180	975	3.2	6.0
J	920	1030	1300	1180	900	1190	970	3.5	6.0
K	960	1080	1250	1140	900	1190	980	3.0	6.2
L	980	1130	1210	1150	910	1180	1000	3.0	5.8
M	940	1070	1270	1200	910	1180	955	5.4	7.0
N	910	970	1340	1280	900	1150	930	1.5	4.5
O	945	1025	1315	1300	900	1150	945	1.2	4.5
P	870	1025	1290	1250	900	1150	940	1.8	7.0
Q	925	1050	1250	1200	950	1150	970	2.2	6.1
R	920	1015	1290	1200	950	1200	925	1.5	7.7
S	925	1080	1270	1200	900	1180	975	5.2	7.0
T	920	1025	1310	1250	925	1180	940	3.2	5.6
F2	940	1080	1270	1200	950	1160	950	1.8	5.4

[0223]

【表 5】

钢种	DmT (mm)	DmF (mm)	维氏硬度	换算 TS (MPa)	Ceq1	长宽比	Ceq2	氢脆化裂 纹寿命 (秒)	Ceq3	疲劳强 度 (MPa)
A	0.15	0.00	550	1919	0.596	0.66	0.285	1052	0.477	300
B	0.18	0.00	558	1948	0.600	0.70	0.345	980	0.517	310
C	0.18	0.00	555	1937	0.598	0.85	0.467	999	0.486	290
D	0.09	0.00	555	1937	0.595	0.76	0.435	945	0.527	300
E	0.19	0.00	561	1958	0.610	0.48	0.130	845	0.497	290
F	0.18	0.00	555	1937	0.600	0.52	0.254	902	0.517	310
G	0.08	0.00	551	1923	0.596	0.51	0.187	1121	0.477	290
H	0.16	0.00	564	1966	0.649	0.80	0.395	851	0.561	290
I	0.18	0.00	550	1918	0.580	0.84	0.485	988	0.540	300
J	0.18	0.00	548	1913	0.580	0.65	0.329	952	0.553	290
K	0.15	0.00	561	1958	0.624	0.60	0.380	1063	0.503	290
L	0.12	0.00	533	1857	0.555	0.68	0.315	1218	0.385	270
M	0.15	0.00	570	1988	0.653	0.98	0.475	580	0.612	270
N	0.08	0.00	588	2047	0.678	1.12	0.761	215	0.806	200
O	0.15	0.00	625	2155	0.765	1.12	0.655	150	0.778	200
P	0.08	0.00	615	2127	0.742	1.15	0.765	181	0.774	220
Q	0.12	0.00	545	1902	0.580	0.98	0.481	889	0.572	280
R	0.12	0.00	548	1912	0.590	1.01	0.476	725	0.585	280
S	0.15	0.00	565	1972	0.631	0.68	0.356	854	0.581	250
T	0.18	0.00	558	1946	0.630	0.76	0.398	790	0.606	250
F2	0.13	0.00	553	1948	0.600	0.65	0.254	810	0.517	290

[0224] 由表 3 ~ 5 的结果可知,没有发生铁素体脱碳,并且满足本发明的 $Ceq1 \sim 3$ 的要件的钢种 A ~ K 显示出良好的腐蚀疲劳强度(例如 290MPa 以上)。另一方面, $Ceq1$ 低于 0.580 的钢种 L 其维氏硬度,因此疲劳强度低。 $Ceq2$ 超过 0.49 的钢种 N ~ P,其腐蚀坑的长宽比大,因此疲劳强度低。 $Ceq3$ 超过 0.570 的钢种 M ~ T,其氢脆化寿命短,因此疲劳强度低。

[0225] 另外如表 3 ~ 5 的结果所示,在防止了铁素体脱碳的钢中,其维氏硬度、腐蚀坑的长宽比及氢脆化裂纹寿命会影响到腐蚀疲劳强度。而且如图 1 ~ 3 的曲线所示,这些维氏硬度、腐蚀坑的长宽比及氢脆化裂纹寿命分别与 $Ceq1 \sim 3$ 有着极高的相关关系。因此调整钢的化学成分组成,使之满足本发明的 $Ceq1 \sim 3$ 的要件,能够控制维氏硬度、腐蚀坑的长宽比及氢脆化裂纹寿命,能够达成良好的腐蚀疲劳强度。

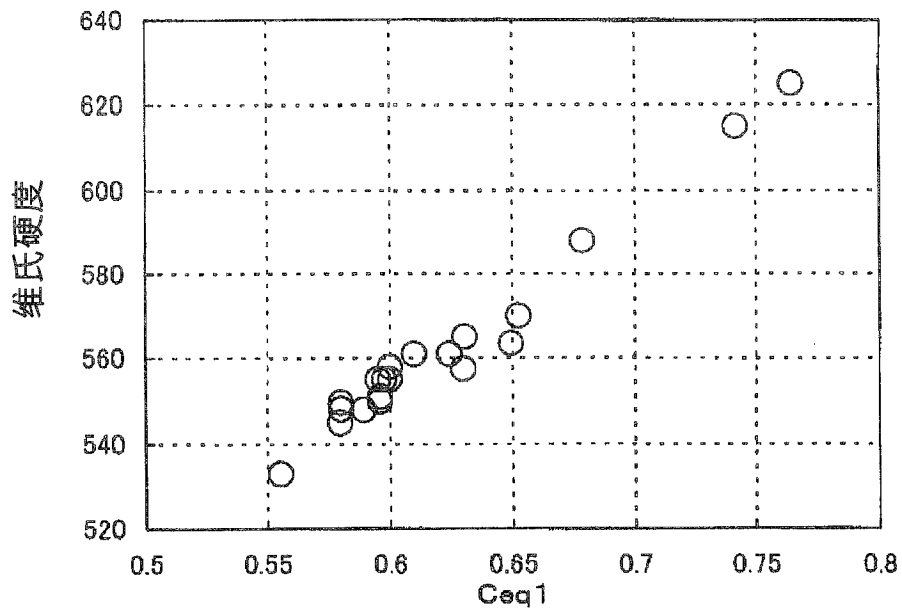


图 1

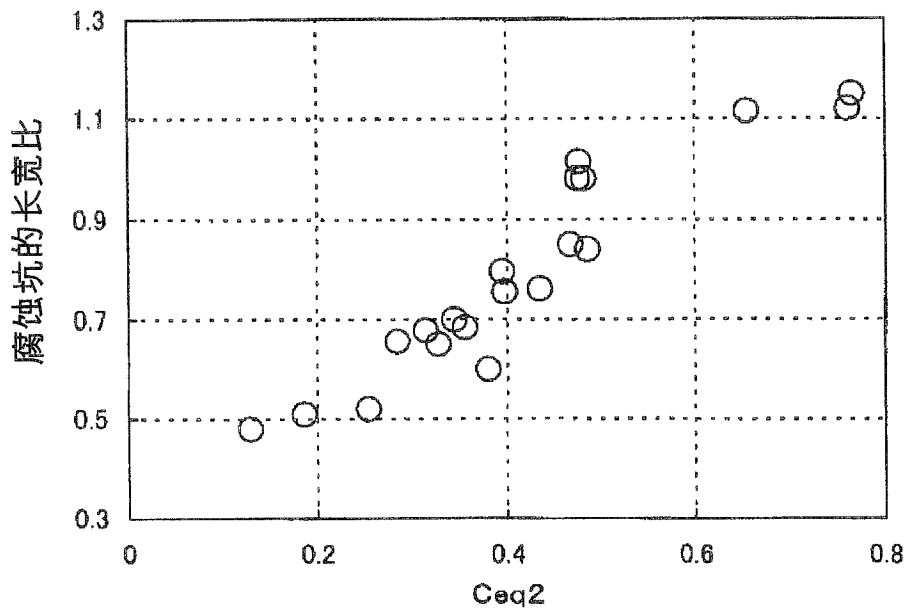


图 2

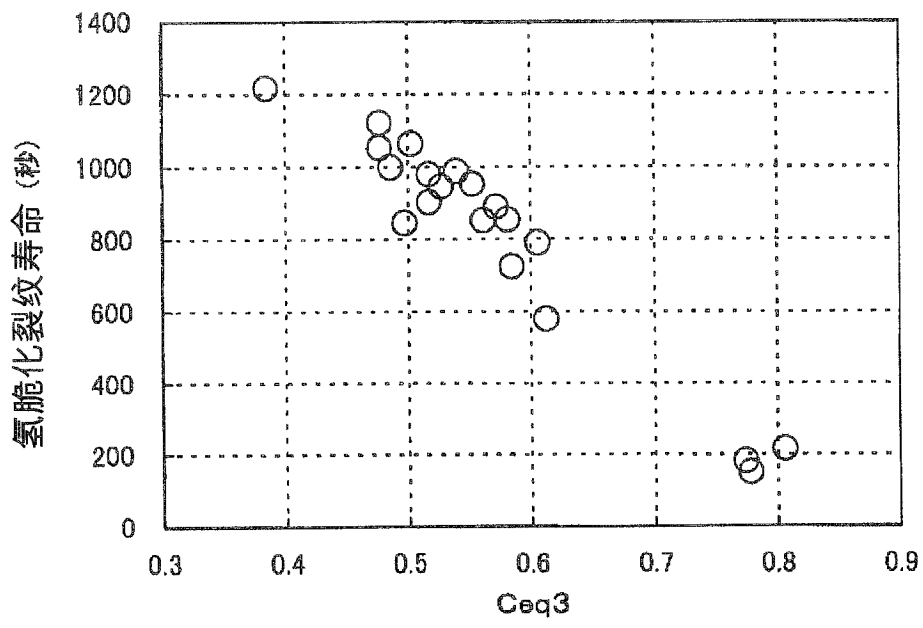


图 3