



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 111621714 B

(45) 授权公告日 2022. 02. 08

(21) 申请号 202010604975.0

G22C 38/34 (2006.01)

(22) 申请日 2020.06.29

G22C 38/42 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

G22C 38/44 (2006.01)

申请公布号 CN 111621714 A

G22C 38/46 (2006.01)

(43) 申请公布日 2020.09.04

G22C 38/48 (2006.01)

(73) 专利权人 马鞍山钢铁股份有限公司

G21D 8/06 (2006.01)

地址 243000 安徽省马鞍山市九华西路8号

G21D 1/18 (2006.01)

G21C 7/10 (2006.01)

(72) 发明人 尹德福 汪开忠 张晓瑞 龚梦强

审查员 蔡旭东

胡芳忠 于同仁 丁雷 姜婷

牟祖茂 孙凯

(74) 专利代理机构 安徽知问律师事务所 34134

代理人 于婉萍

(51) Int. Cl.

G22C 38/04 (2006.01)

G22C 38/06 (2006.01)

权利要求书1页 说明书8页 附图1页

(54) 发明名称

一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢及其生产方法

(57) 摘要

本发明公开了一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢及其生产方法,属于紧固件用圆钢技术领域。所述耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢包括以下重量百分比的化学成分: C0.55%~0.60%、Si1.80%~2.00%、V0.10%~0.20%、Nb0.05%~0.15%、Mn0.25%~0.35%、Cr1.05%~1.35%、Mo1.50%~1.80%、Ni0.10%~0.30%、Cu0.20%~0.35%: Al≤0.015%~0.040%、P≤0.010%、S≤0.010%、H≤0.00015%、O≤0.0010%、N≤0.005%,其余为Fe和其它不可避免的杂质。采用本发明的技术方案能够有效解决上述问题,具有优良的耐蚀和耐延迟断裂性能,能够满足汽车发动机高应力化的紧固件性能要求。

类别	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Ni	Cu	Al	P	S	O	N	洛氏硬度
实施例1	0.57	1.86	0.31	1.18	1.67	0.15	0.09	0.28	0.28	0.035	0.008	0.003	0.0009	0.0035	8.0
实施例2	0.58	1.85	0.30	1.19	1.65	0.14	0.10	0.28	0.29	0.034	0.008	0.002	0.0008	0.0042	8.5
实施例3	0.57	1.85	0.31	1.18	1.67	0.16	0.19	0.27	0.27	0.034	0.009	0.005	0.0009	0.0048	8.5
实施例4	0.57	1.84	0.32	1.20	1.65	0.13	0.10	0.29	0.30	0.035	0.007	0.004	0.0007	0.0045	8.0
实施例5	0.58	1.85	0.30	1.19	1.66	0.14	0.09	0.27	0.30	0.032	0.009	0.005	0.0008	0.0045	8.5
实施例6	0.55	1.80	0.20	1.05	1.50	0.20	0.05	0.10	0.20	0.015	0.010	0.010	0.0010	0.0050	8.5
实施例7	0.60	2.00	0.35	1.35	1.80	0.10	0.15	0.30	0.35	0.040	0.010	0.010	0.0010	0.0050	8.5
实施例8	0.56	0.07	0.32	1.20	1.68	0.15	0.15	0.29	0.27	0.036	0.010	0.010	0.0010	0.0045	8.0
对比例1	0.47	0.07	0.50	1.29	2.12	-	0.10	-	-	0.032	0.009	0.007	0.0013	0.0064	6.5
对比例2	0.60	0.04	0.51	1.56	0.98	-	-	-	0.25	0.045	0.018	0.004	0.0017	0.0056	7.0

1. 一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,其特征在于,所述耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢包括以下重量百分比的化学成分:C0.55%~0.60%、Si1.80%~2.00%、V0.10%~0.20%、Nb0.05%~0.15%、Mn0.25%~0.35%、Cr1.05%~1.35%、Mo1.50%~1.80%、Ni0.10%~0.30%、Cu0.20%~0.35%、Als0.015%~0.040%、P≤0.010%、S≤0.010%、H≤0.00015%、O≤0.0010%、N≤0.005%,其余为Fe和其它不可避免的杂质;钢中各化学组分的重量百分比满足: $0.55 \leq 0.25[\%Mo] + 0.20[\%V] + 0.10[\%Nb] + 0.08[\%Si] \leq 0.65$;该螺栓用圆钢生产过程中控轧控冷的工艺参数为:开轧温度为860~920℃,终轧温度为780~840℃,且控轧控冷之前进行优棒加热炉加热,加热温度为950~1000℃,方坯在炉时间不大于170min。

2. 根据权利要求1所述的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,其特征在于:所述C和Si的重量百分比还满足 $3.2 \leq ([Si]/[C]) \leq 3.35$ 。

3. 一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢的生产方法,其特征在于,所述圆钢包括如权利要求1或2所述的化学成分,其生产方法具体包括以下步骤:电炉冶炼→LF+RH真空精炼→大方坯连铸→加热→初轧开坯→六连轧→轧制方坯→探伤、修磨→优棒加热炉加热→控轧控冷→圆钢成品→包装、入库。

4. 根据权利要求3所述的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢的生产方法,其特征在于:所述电炉冶炼时,出钢进行脱氧合金化,并控制出钢过程下渣。

5. 根据权利要求4所述的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢的生产方法,其特征在于:所述RH炉真空脱气时纯脱气时间不小于20分钟,保证真空处理后[H]≤0.00015%。

6. 根据权利要求3-5中任一项所述的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢的生产方法,其特征在于:所述圆钢还需进行性能检验,检验时的热处理工艺包括淬火加热处理和高温回火处理,淬火加热时其加热温度为900~960℃,高温回火时其回火温度为580~600℃。

一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢及其生产方法

技术领域

[0001] 本发明属于紧固件用钢技术领域,尤其涉及一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢及其生产方法。

背景技术

[0002] 紧固件是我国装备制造业的基础性产业,广泛应用于国民经济的各个领域。近年来,随着我国汽车、风电、机械、建筑等各个行业的高速发展,对制造各类紧固件(如螺栓、螺母等)等零件使用的材料提出了设计应力和轻量化的要求,最有效的措施就是提高紧固件的强度。汽车车体轻量化是提高汽车燃油效率和减少CO₂排放的有效方法之一,由于发动机、行走部分零部件的小型、轻量化的需求,紧固件被用于比以往更高的拉伸负荷环境下,因此必须解决表面缺陷或钢中非金属夹杂物等缺陷导致其疲劳强度的降低,以及伴随着大气腐蚀和氢敏感性增加的延迟破坏等技术难题。

[0003] 超高强度紧固件作为联接部件的紧固件以及其他冷锻成型零件,提出了高设计应力和轻量化的要求,在这方面尤以汽车制造业的要求最强烈,原有的汽车用紧固件,尤其是发动机螺栓已难以满足汽车发动机高应力化的要求。然而,由于汽车运行的环境较为复杂,螺栓在各种大气环境中使用时会产生腐蚀,为延长其使用寿命,用于汽车方面连接使用的高强度螺栓均会采用涂装的方式进行防腐,如电镀或者热镀锌。但表面喷涂等方法的防腐年限一般为5~10年,因涂层的老化和分化,会降低螺栓的使用寿命,防腐效果不理想;同时超高强度螺栓电镀和热镀锌过程中引入的H元素也会增加螺栓使用过程中的氢致延迟断裂问题,因此汽车用超高强度紧固件必须具有优良的耐蚀性能,而且还要求其具有优异的耐延迟断裂性能,以满足汽车轻量化和高安全性的要求。

[0004] 经检索,关于螺栓用钢的专利已有相关公开。如,中国专利申请号为01129512.0的申请案公开了一种强度为1400~1600MPa耐延迟断裂的高强度螺栓用钢,该钢的具体成分为:C0.35~0.5%,Si0.01~0.09%,Mn≤0.30%,P≤0.010%,S≤0.008%,Cr0.5~1.5%,Mo0.7~1.5%,V0.20~0.50%,Nb0.01~0.08%,RE0.002~0.04%,Al0.005~0.05%,N0.006~0.015%,Ti和Zr中的任意一种或两种之和为0.01~0.15,其余为Fe及不可避免的杂质。该螺栓的最大抗拉强度仅为1580MPa,达不到高强度螺栓的使用性能要求,且化学成分添加了RE等,生产成本显著增加。

[0005] 又如,中国专利申请号为200810049411.4公开了一种抗延迟断裂的16.9级螺栓制方法,该钢锭的化学成分范围应控制在C0.15~0.19%,Mn≤0.10%,Si≤0.10%,S≤0.005%,P≤0.008%,S+P≤0.010%,Cr1.80%~2.00%,Ni9.50~10.50%,Co13.50~14.50%,Mo0.90~0.10%,Ti≤0.015%,O≤0.0020%,N≤0.0015%。该螺栓用钢不仅采用真空感应熔炼+真空自耗熔炼、锻造成型和复合热处理等较复杂的生产工艺,且Ni和Co等贵重元素含量较高,导致其生产成本也较高,不适宜工业化生产。

发明内容

[0006] 1. 要解决的问题

[0007] 本发明目的在于克服现有高强度螺栓采用涂装方式进行防腐时防腐效果不理想,以及还会增加螺栓使用过程中的氢致延迟断裂问题的不足,提供了一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢及其生产方法。采用本发明的技术方案能够有效解决上述问题,具有优良的耐蚀和耐延迟断裂性能,能够满足汽车发动机高应力化的紧固件性能要求。

[0008] 2. 技术方案

[0009] 为了解决上述问题,本发明所采用的技术方案如下:

[0010] 本发明的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,所述耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢包括以下重量百分比的化学成分:C0.55%~0.60%、Si1.80%~2.00%、V0.10%~0.20%、Nb0.05%~0.15%、Mn0.25%~0.35%、Cr1.05%~1.35%、Mo1.50%~1.80%、Ni0.10%~0.30%、Cu0.20%~0.35%、Al≤0.015%~0.040%、P≤0.010%、S≤0.010%、H≤0.00015%、O≤0.0010%、N≤0.005%,其余为Fe和其它不可避免的杂质。

[0011] 更进一步的,所述含钛16.9级螺栓用圆钢中各化学组分的重量百分比满足 $0.55 \leq 0.25[\%Mo] + 0.20[\%V] + 0.10[\%Nb] + 0.08[\%Si] \leq 0.65$ 。

[0012] 更进一步的,所述C和Si的重量百分比还满足 $3.2 \leq ([Si]/[C]) \leq 3.35$ 。

[0013] 本发明的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢的生产方法,所述圆钢包括上述的化学成分,其生产方法具体包括以下步骤:电炉冶炼→LF+RH真空精炼→大方坯连铸→加热→初轧开坯→六连轧→轧制方坯→探伤、修磨→优棒加热炉加热→控轧控冷→圆钢成品→包装、入库。

[0014] 更进一步的,所述电炉冶炼时,出钢进行脱氧合金化,并控制出钢过程下渣。

[0015] 更进一步的,所述RH炉真空脱气时纯脱气时间不小于20分钟,保证真空处理后[H]≤0.00015%。

[0016] 更进一步的,所述优棒加热炉加热时加热温度为950~1000℃,方坯在炉时间不大于170min。

[0017] 更进一步的,所述控轧控冷的工艺参数为:开轧温度为860~920℃,终轧温度为780~840℃。

[0018] 更进一步的,所述圆钢还需进行性能检验,检验时的热处理工艺包括淬火加热处理和高温回火处理,淬火加热时其加热温度为900~960℃,高温回火时其回火温度为580~600℃。

[0019] 3. 有益效果

[0020] 相比于现有技术,本发明的有益效果为:

[0021] (1) 本发明的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,对圆钢的各化学组分及含量进行优化设计,并添加了Nb、V、Mo等微合金化元素,利用各元素的综合协调作用,从而有效提高了所得圆钢的耐大气腐蚀性能和耐延迟断裂性能,避免了现有螺栓采用涂层防腐带来的问题,保证了圆钢的强度等级,使其能够满足汽车发动机高应力化的紧固件性能要求。

[0022] (2) 本发明的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,通过对Nb、V、Mo、Si含

量进行了进一步限定,利用各元素的复配协调作用,从而提高了耐氢脆化特性,进一步改善圆钢的耐延迟断裂性能;且其添加的Mo也显著提高了回火软化阻力,实现在高温下的超高强度;其添加的Mo还可减少钢表面侵入的氢量,抑制腐蚀坑生成,保证其耐大气腐蚀性能。

[0023] (3) 本发明的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,在对Nb、V、Mo、Si含量进行限定的基础上,还对C、Si元素的含量进行了进一步限定,大幅度提高了Si含量,并控制C、Si的相对含量,从而能够避免其耐延迟断裂性能恶化,进一步保证圆钢的耐延迟断裂性能以及耐大气腐蚀性能。且本发明通过添加Ni、Cu等元素,进一步保证了圆钢的耐腐蚀性能。

[0024] (4) 本发明的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢的生产方法,通过对其生产工艺中的化学组分、含量以及工艺参数进行了优化设计,利用各元素的综合作用,并对其具体工艺参数进行控制,从而进一步保证了其耐蚀性能和耐延迟断裂性能,使该圆钢的强度等力学性能能够满足汽车轻量化和高安全性的要求,且采用本发明超高强度螺栓用圆钢的生产方法还能够节约能源,降低成本。

附图说明

[0025] 图1为本发明的实施例1-5以及对比例1-2的化学成分及奥氏体晶粒度(wt%)。

[0026] 图2为本发明的实施例1-5以及对比例1-2的力学性能、耐延迟断裂及耐蚀性能图。

[0027] 图3为本发明的缺口拉伸延迟断裂试样图。

具体实施方式

[0028] 为解决汽车用高强度螺栓采用电镀或者热镀锌的涂装方式进行防腐时,其防腐效果不理想,且超高强度螺栓电镀和热镀锌过程中引入的H元素还会增加螺栓使用过程中的氢致延迟断裂问题,本发明提供了一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,所述耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢包括以下重量百分比的化学成分:C0.55%~0.60%、Si1.80%~2.00%、V0.10%~0.20%、Nb0.05%~0.15%、Mn0.25%~0.35%、Cr1.05%~1.35%、Mo1.50%~1.80%、Ni0.10%~0.30%、Cu0.20%~0.35%、Al≤0.015%~0.040%、P≤0.010%、S≤0.010%、H≤0.00015%、O≤0.0010%、N≤0.005%,其余为Fe和其它不可避免的杂质。并且其重量百分比满足:

[0029] ①、 $0.55 \leq 0.25[\%Mo] + 0.20[\%V] + 0.10[\%Nb] + 0.08[\%Si] \leq 0.65$;

[0030] ②、 $3.2 \leq ([Si]/[C]) \leq 3.35$ 。

[0031] 本发明的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,由于无需进行冷镦工艺,因此无需考虑Si含量高低对冷镦和冷挤压的影响。为保证高强度性能,本发明对螺栓用圆钢的主要化学成分及含量进行了优化设计,通过添加了Nb、V、Mo等微合金化元素,利用各元素的共同协调作用,从而有效提高所得圆钢的耐大气腐蚀性能和耐延迟断裂性能,避免了现有螺栓采用涂层防腐带来的问题,使其能够满足高强度紧固件的使用要求。

[0032] 本发明通过采用公式①对Nb、V、Mo、Si含量范围进行了进一步限定,从而保证能够析出细小碳化物;当公式①数值小于0.55时,尽管单个V、Mo、Nb、Si元素的含量可能均在上述最适范围内,但紧固件的耐延迟断裂性能不能得到保证;当公式①大于0.65时,则耐延迟断裂性能趋于饱和,且提高钢的成本,通过利用各元素的复配协调作用,从而进一步改善圆

钢的耐延迟断裂性能。

[0033] 同时,本发明在采用公式①对Nb、V、Mo、Si含量进行进一步限定的基础上,还采用公式②对C、Si元素的含量也进行了进一步限定,在SCM435的基础上稍微提高C含量,同时大幅度提高Si含量,以减少C含量增加带来的耐蚀性恶化,而引起的钢表面及侵入的氢量增加,避免其耐延迟断裂性能恶化;通过对C、Si元素的重量百分比进行限定,用对钢的耐蚀性基本没有影响的Si来担保强度(即公式②中 $[Si]/[C]$ 在3.2~3.35之间),保证在获得高强度的同时,还获得优异的耐蚀性能和耐延迟断裂性能。若用Ti取代Nb、V,并控制Ti的添加量,相对于添加V、Nb等元素而言,其断面收缩率和奥氏体晶粒度尺寸可得到更有效的提高,其部分力学性能也能得到有效改善。

[0034] 另外,其添加的Mo元素还可减少钢表面侵入的氢量,抑制腐蚀坑生成,通过在满足公式①的情况下添加适当的Mo,可保证其耐大气腐蚀性能;且其添加的Ni、Cu等元素,不仅提高其耐蚀能力,还抑制了腐蚀环境中氢的发生及吸收,同时获得较高的缺口韧性。为保证耐蚀性能,化学成分需满足耐大气腐蚀性指数 ≥ 9.0 ,使其耐腐蚀性能优异。

[0035] 值得说明的是,C是用于确保淬火性和强度所需要的元素,随着其含量增大,其延展性和耐蚀性会降低。较高的C含量虽然对钢的强度等有利,但对钢的冷墩性能、塑性和韧性极为不利,且还会使屈强比降低、脱碳敏感性增大,恶化钢的抗疲劳性能和加工性能。Si是钢中主要的脱氧元素,具有很强的固溶强化作用,也可以提高锈层的稳定性,有效提高耐蚀性能。V能够使钢的晶粒微细化,并且利用回火时析出的碳化物,能够使强度和耐延迟断裂性提高;另外V元素还可提高钢的回火抗力,在较高温度回火时析出的碳氮化钒除了可产生二次硬化进一步提高钢的强度外,还由于碳氮化钒具有较强的陷阱能,能够捕集氢使其均匀地分散在晶内,抑制氢的扩散和晶界偏聚,从而改善钢的耐延迟断裂性能。Nb元素也能够明细地细化晶粒,晶粒细化不仅能提高钢材的强韧性,而且还可以改善钢材的低温性能,同时提高回火抗力还可改善高强度钢耐延迟断裂性能。其碳化物的氢陷阱结合能低于碳化钒、碳化钛,对氢的捕集作用稍差。

[0036] Mn是淬火性提高元素,在用于达成高强度性能上是较为有用的元素,但淬火钢高温回火时,Mn和P有强烈的晶界共偏聚倾向,促进回火脆性,且过高的Mn含量会恶化钢的耐候性,助长向晶界的偏析,晶界强度降低,因此容易发生延迟断裂。Cr元素是高强度螺栓钢中最常使用的合金元素,Cr能够有效提高钢的淬透性和回火抗力,以获得所需的高强度,同时Cr与Cu的复合加入,能够明显地提高钢的耐候性,Cr含量较小则难以起到上述作用,但Cr含量较大则会恶化钢的韧性和冷加工性。Mo元素是高强度螺栓钢中较常采用的合金元素,不仅可以显著提高钢的回火抗力,其形成的碳化物 Mo_2C 对氢有捕集作用,可提高钢的耐延迟断裂性能;且Mo元素在原奥氏体晶界的偏聚还能够提高钢的晶界结合强度;此外,Mo元素还可减少钢表面侵入的氢量,抑制腐蚀坑生成,提高耐蚀性。S、P等杂质元素在晶界处偏聚,将使耐延迟断裂性能大大降低,P元素能在钢液凝固时形成微观偏析,随后在奥氏体化温度加热时偏聚在晶界,使钢的脆性显著增大,从而增加钢的延迟断裂敏感性;S元素形成MnS夹杂物在晶界偏析,从而也增加了钢的延迟断裂敏感性,在尽量减少杂质P、S的同时,可通过减少促进晶界偏析的Mn实现晶界强化。

[0037] Ni元素的加入能改善锈层结构,提高致密度和对钢表面的粘结性,提高了钢的耐蚀性能,抑制氢的吸附,进而对改善耐延迟断裂性能有益。Cu的加入能提高耐蚀性,抑制氢

侵入,对于进一步提高耐延迟断裂性是较为有效的元素,并可形成保护性较好的锈层,且铜元素也能改变锈层的吸湿性,从而提高了临界湿度,但Cu含量过高会降低钢的高温塑性,在热加工过程中易产生裂纹,并且成为成本上升的原因。H是钢中最有害的元素,H在固态钢中溶解度极小,在高温时融入钢液,冷却时来不及逸出而积聚在组织中形成高压细微细孔,尤其对于超高强度紧固件来说,在后期的使用过程中容易产生氢脆延迟断裂。O在钢中形成各种氧化物夹杂,在应力的作用下,这些氧化物夹杂处容易产生应力集中,导致微裂纹的萌生,从而恶化钢的力学性能特别是韧性和抗疲劳性能;因此,在冶金生产中需采取适当措施尽可能降低其含量。N在钢中析出 Fe_4N ,扩散速度慢,导致钢产生时效性,同时N还会降低钢的冷加工性能。

[0038] 本发明的一种耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢的生产方法,所述圆钢包括上述的化学成分,其生产方法具体包括以下步骤:电炉冶炼→LF+RH真空精炼→大方坯连铸→加热→初轧开坯→六连轧→轧制方坯→探伤、修磨→优棒加热炉加热→控轧控冷→圆钢成品→包装入库。

[0039] 所述电炉冶炼时,出钢进行脱氧合金化,严格控制出钢过程下渣;所述LF炉精炼时,将C、Si、Cr、Mn、Mo、V、Nb、Ni、Cu等元素调至目标值;所述RH炉真空脱气时,纯脱气时间 ≥ 20 分钟,保证真空处理后 $H \leq 0.00015\%$;大方坯连铸时,中间包钢水目标温度稳定控制在液相线温度以上 $10 \sim 30^\circ\text{C}$,连铸 $380\text{mm} \times 450\text{mm}$ 大方坯。

[0040] 圆钢轧制路线: $380\text{mm} \times 450\text{mm}$ 大方坯→加热→轧制为 $250\text{mm} \times 250\text{mm}$ 方坯→探伤、修磨→优棒加热炉加热→KOCKS控轧控冷轧制→冷床→ $\Phi 18 \sim 30\text{mm}$ 热轧圆钢成品,优选 $20 \sim 24\text{mm}$ 热轧圆钢成品。其中所述优棒加热炉加热时加热温度为 $950 \sim 1000^\circ\text{C}$,优选为 $960 \sim 980^\circ\text{C}$;方坯在炉时间不大于 170min ,优选为 $140 \sim 160\text{min}$ 。所述圆钢在控轧控冷的轧制过程中,其开轧温度为 $860 \sim 920^\circ\text{C}$,优选为 $890 \sim 910^\circ\text{C}$;所述终轧温度为 $780 \sim 840^\circ\text{C}$,优选为 $800 \sim 820^\circ\text{C}$ 。所述圆钢还需进行性能检验,检验时的热处理工艺包括淬火加热处理和高温回火处理,淬火加热时其加热温度为 $900 \sim 960^\circ\text{C}$,优选为 $910 \sim 930^\circ\text{C}$;高温回火时其回火温度为 $580 \sim 600^\circ\text{C}$ 。

[0041] 所述圆钢还可进行晶粒度检验:将钢材进行淬火处理,其温度为 $840 \sim 880^\circ\text{C}$,然后水冷,淬火介质温度为 $20 \sim 40^\circ\text{C}$,冷却后进行金相样,其奥氏体晶粒度 ≥ 8.0 级。

[0042] 在力学性能检验时的热处理过程中,为使Nb、V、Mo等合金元素充分溶解到奥氏体中,淬火加热温度不能过低;但同时温度过高容易使奥氏体晶粒过分长大,且容易产生脱碳,导致紧固件韧性和耐延迟断裂特钢较差,因此,淬火加热时其加热温度设定为 $900 \sim 960^\circ\text{C}$,优选为 $910 \sim 930^\circ\text{C}$ 。由Nb、V、Mo等合金元素形成的碳化物在 500°C 以上时所产生的析出强化特性才能显示出来,但温度过高则会导致碳化物过分长大,不利于析出强化;同时,高温回火热处理,能够使原奥氏体晶粒内的碳化物细微分散,提高紧固件的延迟破坏特性,因此高温回火时其回火温度优选为 $580 \sim 600^\circ\text{C}$ 。

[0043] 本发明通过对其生产工艺中的化学组分、含量以及具体工艺参数进行了优化设计,利用各元素的综合作用,对优棒加热炉加热和控轧控冷等步骤的具体工艺参数进行控制,并对检验过程中热处理时淬火和高温回火温度进行把控,从而进一步保证了其耐蚀性能和耐延迟断裂性能,使该圆钢的强度等力学性能能够满足汽车轻量化和高安全性的要求。采用本发明生产的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,热处理后抗拉强度 $R_m \geq$

1600MPa, 屈强比 $R_{p0.2}/R_m \geq 0.9$, 断后伸长率 $A \geq 10\%$, 断面收缩率 $Z \geq 45\%$, 组织为回火索氏体+弥散均匀分布的细小碳化物, 回火索氏体含量 $\geq 93\%$, 奥氏体晶粒度 ≥ 8.0 级, 采用室温下慢应变速率拉伸试验(SSRT)评价, 延迟断裂强度比 $R = R_{ch}/R_{ch0} > 0.55$ (充氢试样的缺口抗拉强度为 R_{ch} , 未充氢试样的缺口抗拉强度为 R_{ch0}), 采用缺口强度比评价缺口敏感性, $NSR = \sigma_c/R_m > 1$ (光滑试样抗拉强度为 R_m , 缺口抗拉强度为 σ_c), 圆钢的耐大气腐蚀性指数 $I \geq 9.0$ 。

[0044] 对采用本发明的上述组分及工艺流程生产得到的螺栓用圆钢进行性能检验, 具体检验过程及检验结果如下:

[0045] 拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验: 将钢材先进行淬火处理, 淬火加热时其温度为 $900 \sim 960^\circ\text{C}$, 优选为 $910 \sim 930^\circ\text{C}$, 再保温30min后油冷; 然后再进行回火处理, 回火温度为 $580 \sim 600^\circ\text{C}$, 再保温120min, 经空冷热处理工艺后, 加工成 $\Phi 10\text{mm}$ 的标准拉伸试样和 $\Phi 5\text{mm}$ 的缺口拉伸延迟断裂试样, 如图3所示。淬回火热处理后其力学性能如图2所示。

[0046] 耐大气腐蚀试验: 耐腐蚀性是在15% HCl水溶液中将螺栓浸渍40分钟时, 根据浸渍前后的腐蚀减量进行评价。试验结果如图2所示。

[0047] 下面结合具体实施例对本发明进一步进行描述。

[0048] 实施例1

[0049] 本实施例的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢, 采用了本发明的生产工艺, 其工艺参数为: 所述RH炉真空脱气时纯脱气时间为20分钟; 大方坯连铸时中间包钢水目标温度稳定控制在液相线温度以上 15°C ; 优棒加热炉加热时加热温度为 950°C , 方坯在炉时间为140min; 所述圆钢开轧温度为 910°C , 终轧温度为 780°C 。所述圆钢进行力学性能检验时其热处理过程中淬火加热时其加热温度为 900°C , 高温回火时其回火温度为 580°C 。

[0050] 本实施例采用的化学成分及含量见图1, 其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验结果如图2所示。

[0051] 实施例2

[0052] 本实施例的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢, 采用了本发明的生产工艺, 其工艺参数为: 所述RH炉真空脱气时纯脱气时间为20分钟; 大方坯连铸时中间包钢水目标温度稳定控制在液相线温度以上 20°C ; 加热炉加热时加热温度为 1000°C , 方坯在炉时间为170min; 所述圆钢开轧温度为 920°C , 终轧温度为 840°C 。所述圆钢进行力学性能检验时其热处理过程中淬火加热时其加热温度为 920°C , 高温回火时其回火温度为 600°C 。

[0053] 本实施例采用的化学成分及含量见图1, 其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验结果如图2所示。

[0054] 实施例3

[0055] 本实施例的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢, 采用了本发明的生产工艺, 其工艺参数为: 所述RH炉真空脱气时纯脱气时间为20分钟; 大方坯连铸时中间包钢水目标温度稳定控制在液相线温度以上 18°C ; 加热炉加热时加热温度为 960°C , 方坯在炉时间为150min; 所述圆钢开轧温度为 890°C , 终轧温度为 800°C 。所述圆钢进行力学性能检验时其热处理过程中淬火加热时其加热温度为 910°C , 高温回火时其回火温度为 600°C 。

[0056] 本实施例采用的化学成分及含量见图1, 其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验结果如图2所示。

[0057] 实施例4

[0058] 本实施例的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,采用了本发明的生产工艺,其工艺参数为:所述RH炉真空脱气时纯脱气时间为20分钟;大方坯连铸时中间包钢水目标温度稳定控制在液相线温度以上18℃;加热炉加热时加热温度为980℃,方坯在炉时间为150min;所述圆钢开轧温度为910℃,终轧温度为820℃。所述圆钢进行力学性能检验时其热处理过程中淬火加热时其加热温度为915℃,高温回火时其回火温度为600℃。

[0059] 本实施例采用的化学成分及含量见图1,其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验结果如图2所示。

[0060] 实施例5

[0061] 本实施例的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,采用了本发明的生产工艺,其工艺参数为:所述RH炉真空脱气时纯脱气时间为20分钟;大方坯连铸时中间包钢水目标温度稳定控制在液相线温度以上20℃;加热炉加热时加热温度为970℃,方坯在炉时间为150min;所述圆钢开轧温度为900℃,终轧温度为810℃。所述圆钢进行力学性能检验时其热处理过程中淬火加热时其加热温度为920℃,高温回火时其回火温度为590℃。

[0062] 本实施例采用的化学成分及含量见图1,其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验结果如图2所示。

[0063] 实施例6

[0064] 本实施例的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,采用了本发明的生产工艺,其工艺参数为:所述RH炉真空脱气时纯脱气时间为20分钟;大方坯连铸时中间包钢水目标温度稳定控制在液相线温度以上15℃;加热炉加热时加热温度为970℃,方坯在炉时间为150min;所述圆钢开轧温度为900℃,终轧温度为810℃。所述圆钢进行力学性能检验时其热处理过程中淬火加热时其加热温度为960℃,高温回火时其回火温度为600℃。

[0065] 本实施例采用的化学成分及含量见图1,重量百分比满足公式①和公式②,其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验结果如图2所示。

[0066] 实施例7

[0067] 本实施例的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,采用了本发明的生产工艺,其生产过程中的工艺参数为:所述RH炉真空脱气时纯脱气时间为20分钟;大方坯连铸时中间包钢水目标温度稳定控制在液相线温度以上15℃;加热炉加热时加热温度为970℃,方坯在炉时间为150min;所述圆钢开轧温度为860℃,终轧温度为790℃。所述圆钢进行力学性能检验时其热处理过程中淬火加热时其加热温度为920℃,高温回火时其回火温度为590℃。

[0068] 本实施例采用的化学成分及含量见图1,重量百分比满足公式①和公式②,其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验结果如图2所示。

[0069] 本发明还提供了对比例1和对比例2,采用了本发明所述的生产工艺,其所用的化学成分及含量与实施例1-7不同,具体可见图1,其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验结果如图2所示。由图2可知,实施例1-7的强度均达到1600MPa,伸长率均达到10%以上,面缩率均达到45%以上,实施例中的延迟断裂强度比R均大于0.55,呈现出优良的耐延迟断裂性能和塑韧性,其耐腐蚀性能也较好。

[0070] 实施例8

[0071] 本实施例的耐蚀耐延迟断裂性能优异的螺栓用圆钢,采用了本发明的生产工艺,其工艺参数为:所述RH炉真空脱气时纯脱气时间为20分钟;大方坯连铸时中间包钢水目标

温度稳定控制在液相线温度以上17℃;加热炉加热时加热温度为970℃,方坯在炉时间为150min;所述圆钢开轧温度为900℃,终轧温度为810℃。所述圆钢进行力学性能检验时其热处理过程中淬火加热时其加热温度为920℃,高温回火时其回火温度为590℃。

[0072] 本实施例采用的化学成分及含量见图1,其化学组分满足公式①,但不满足公式②,其拉伸、冲击和缺口拉伸延迟断裂性能试验和耐大气腐蚀试验的试验试验结果如图1及图2所示。由图1及图2可知,该实施例中圆钢的强度等力学性能相较于对比例1、2得到了改善,其耐腐蚀性能和耐延迟断裂性能也得到了提高,但与实施例1-7(各化学元素满足公式①、②、③)相比仍有待进一步提高。

案例	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Ni	Cu	Als	P	S	O	N	奥氏体晶粒度
实施例 1	0.57	1.86	0.31	1.18	1.67	0.15	0.09	0.28	0.28	0.035	0.008	0.003	0.0009	0.0035	8.0
实施例 2	0.58	1.85	0.30	1.19	1.65	0.14	0.10	0.28	0.29	0.034	0.008	0.002	0.0008	0.0042	8.5
实施例 3	0.57	1.85	0.31	1.18	1.67	0.16	0.19	0.27	0.27	0.034	0.009	0.005	0.0009	0.0048	8.5
实施例 4	0.57	1.84	0.32	1.20	1.65	0.13	0.10	0.29	0.30	0.035	0.007	0.004	0.0007	0.0045	8.0
实施例 5	0.58	1.85	0.30	1.19	1.66	0.14	0.09	0.27	0.30	0.032	0.009	0.005	0.0008	0.0045	8.5
实施例 6	0.55	1.80	0.20	1.05	1.50	0.20	0.05	0.10	0.20	0.015	0.010	0.010	0.0010	0.0050	8.5
实施例 7	0.60	2.00	0.35	1.35	1.80	0.10	0.15	0.30	0.35	0.040	0.010	0.010	0.0010	0.0050	8.5
实施例 8	0.56	0.07	0.32	1.20	1.68	0.15	0.15	0.29	0.27	0.036	0.010	0.010	0.0010	0.0045	8.0
对比例 1	0.47	0.07	0.50	1.29	2.12	-	0.10	-	-	0.032	0.009	0.007	0.0013	0.0064	6.5
对比例 2	0.60	0.04	0.51	1.56	0.98	-	-	-	0.25	0.045	0.018	0.004	0.0017	0.0056	7.0

图1

案例	屈服强度 $R_{p0.2}$ (MPa)	抗拉强度 R_m (MPa)	屈强比	伸长率 A (%)	面缩率 Z (%)	R_{ch}/R_{ch0}	$\sigma_c R_m$	腐蚀减量 (%)
实施例 1	1537	1685	0.91	11.0	47	0.58	1.61	0.112
实施例 2	1521	1664	0.91	13.0	46	0.69	1.56	0.096
实施例 3	1509	1673	0.90	12.5	49	0.57	1.60	0.108
实施例 4	1525	1691	0.90	12.0	48	0.61	1.57	0.094
实施例 5	1533	1674	0.92	13.0	47	0.59	1.60	0.114
实施例 6	1527	1663	0.91	12.5	46	0.58	1.60	0.112
实施例 7	1533	1673	0.90	12.6	48	0.59	1.59	0.098
实施例 8	1470	1568	0.88	11.6	47	0.54	1.55	0.437
对比例 1	1310	1489	0.88	10.0	48	0.47	1.51	0.874
对比例 2	1478	1587	0.93	10.5	39	0.55	1.54	0.254

图2

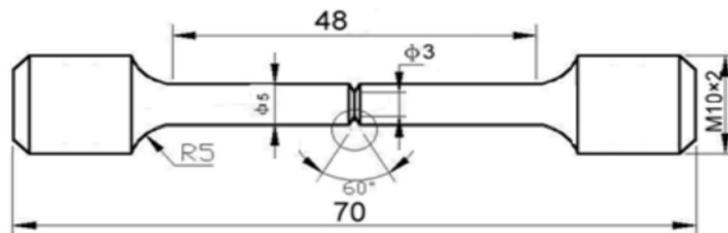


图3