



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 119137304 A

(43) 申请公布日 2024.12.13

(21) 申请号 202280095685.5	(51) Int. Cl.
(22) 申请日 2022.06.28	G22C 38/44 (2006.01)
(85) PCT国际申请进入国家阶段日 2024.11.01	G22C 38/48 (2006.01)
(86) PCT国际申请的申请数据 PCT/IB2022/055992 2022.06.28	G22C 38/02 (2006.01)
(87) PCT国际申请的公布数据 W02024/003593 EN 2024.01.04	G22C 38/04 (2006.01)
(71) 申请人 安赛乐米塔尔公司 地址 卢森堡卢森堡市	G22C 38/06 (2006.01)
(72) 发明人 弗朗索瓦-格扎维埃·奥什 韦罗妮克·斯马尼奥 法雷斯·阿达	G22C 38/42 (2006.01)
(74) 专利代理机构 北京允天律师事务所 11697 专利代理师 李建航	G22C 38/50 (2006.01)
	G22C 38/00 (2006.01)
	G21D 1/06 (2006.01)
	G21D 1/26 (2006.01)
	G21D 1/76 (2006.01)
	G21D 6/00 (2006.01)
	G21D 6/02 (2006.01)
	G21D 9/28 (2006.01)
	G21D 9/32 (2006.01)
	G21D 7/13 (2006.01)

权利要求书2页 说明书7页

(54) 发明名称
经锻造的钢部件及其制造方法

体,剩余部分为来自贝氏体、残余奥氏体、铁素体或渗碳体中的任一者或更多者。

(57) 摘要

汽车传动系统用钢部件,包含以下元素:
0.2% ≤ C ≤ 0.35%; 1.0% ≤ Mn ≤ 1.6%; 0.2% ≤ Si ≤ 0.7%; 0.001% ≤ Al ≤ 0.1%; 0.01% ≤ Mo ≤ 0.5%; 0.020% ≤ Nb ≤ 0.06%; 1% ≤ Cr ≤ 1.5%; 0 ≤ P ≤ 0.09%; 0 ≤ S ≤ 0.09%; 0.009% ≤ N ≤ 0.09%; 0% ≤ Ni ≤ 1%; 0% ≤ V ≤ 0.2%; 0% ≤ Ti ≤ 0.1%; 0% ≤ Cu ≤ 1%; 0% ≤ B ≤ 0.008%; 0% ≤ Sn ≤ 0.1%; 0% ≤ Ce ≤ 0.1%; 0% ≤ Mg ≤ 0.10%; 0% ≤ Zr ≤ 0.10%; 剩余部分组成由铁和由加工引起的不可避免的杂质构成,所述钢部件的芯的显微组织按面积百分比计包含:至少90%的贝氏体,与0%至10%的累积任选存在的来自残余奥氏体、珠光体、铁素体或马氏体中的任一者或更多者,以及呈AlN和Nb(C,N)形式的铝和铌的析出物,这样的钢部件在所述钢部件的所有表面上均具有直到深度为1mm或更小的富马氏体层,这样的富马氏体层包含85%至95%的马氏

1. 一种汽车传动系统用钢部件,以重量百分比表示包含以下元素:

$0.2\% \leq C \leq 0.35\%$;

$1.0\% \leq Mn \leq 1.6\%$;

$0.2\% \leq Si \leq 0.7\%$;

$0.001\% \leq Al \leq 0.1\%$;

$0.01\% \leq Mo \leq 0.5\%$;

$0.020\% \leq Nb \leq 0.06\%$;

$1\% \leq Cr \leq 1.5\%$;

$0 \leq P \leq 0.09\%$;

$0 \leq S \leq 0.09\%$;

$0.009\% \leq N \leq 0.09\%$;

并且能够包含以下任选元素中的一者或更多者:

$0\% \leq Ni \leq 1\%$;

$0\% \leq V \leq 0.2\%$;

$0\% \leq Ti \leq 0.1\%$;

$0\% \leq Cu \leq 1\%$;

$0\% \leq B \leq 0.008\%$;

$0\% \leq Sn \leq 0.1\%$;

$0\% \leq Ce \leq 0.1\%$;

$0\% \leq Mg \leq 0.10\%$;

$0\% \leq Zr \leq 0.10\%$;

剩余部分组成由铁和由加工引起的不可避免的杂质构成,所述钢部件的芯的显微组织按面积百分比计包含:至少90%的贝氏体,与0%至10%的累积任选存在的来自残余奥氏体、珠光体、铁素体或马氏体中的任一者或更多者,以及呈AlN和Nb(C,N)形式的铝和铌的析出物,这样的钢部件在所述钢部件的所有表面上均具有直到深度为1mm或更小的富马氏体层,这样的富马氏体层包含85%至95%的马氏体,剩余部分为来自贝氏体、残余奥氏体、铁素体或渗碳体中的任一者或更多者。

2. 根据权利要求1所述的汽车传动系统用钢部件,其中组成包含0.2%至0.6%的硅。

3. 根据权利要求1或2所述的汽车传动系统用钢部件,其中组成包含0.22%至0.35%的碳。

4. 根据权利要求1至3中任一项所述的片簧用钢,其中组成包含0.03%至0.4%的钼。

5. 根据权利要求1至4中任一项所述的片簧用钢,其中组成包含0.025%至0.058%的铌。

6. 根据权利要求1至5中任一项所述的汽车传动系统用钢部件,其中,所述贝氏体为90%至100%。

7. 根据权利要求1至6中任一项所述的汽车传动系统用钢部件,其中,所述富马氏体层包含85%至92%的马氏体,剩余部分为来自贝氏体、残余奥氏体、铁素体或渗碳体中的任一者或更多者。

8. 根据权利要求1至7中任一项所述的汽车传动系统用钢部件,其中,所述钢的极限抗

拉强度为至少1600MPa。

9. 根据权利要求1至8中任一项所述的汽车传动系统用钢部件,其中所述钢的冲击韧性等于或小于53J/cm²。

10. 一种生产根据权利要求中任一项所述的汽车传动系统用钢部件的方法,包括以下顺序步骤:

- 提供呈半成品的形式的根据权利要求1至5中任一项所述的钢组成;
- 将所述半成品再加热到Ac₃+30°C至1300°C的温度;
- 在奥氏体范围内对所述半成品进行热锻以获得经热锻的部件,其中热锻终锻温度T_锻造应高于830°C;
- 将经热锻的部件冷却至室温;
- 此后,以0.1°C/秒至100°C/秒的加热速率HR₁将所述经热锻的部件从室温加热到600°C至Ac₃+200°C的范围内的退火均热温度T_A;
- 然后在T_A下进行退火10秒至1000秒的时间;
- 然后以大于1°C/秒的冷却速率CR₁将所述经热锻的部件从T_A冷却到M_s-5°C至15°C的冷却停止温度CS₁,以获得经锻造的钢部件;
- 对所述经锻造的钢部件进行一个或更多个机械操作;
- 此后,以0.1°C/秒至20°C/秒的加热速率HR₂将所述经锻造的部件从室温加热到800°C至1100°C的范围内的渗碳温度T_Z;
- 然后在T_Z下在露点为-15°C至+15°C的富碳环境中进行渗碳10秒至3600秒的时间;
- 然后以大于1°C/秒的冷却速率CR₂将所述经锻造的部件从T_Z冷却到M_s-5°C至15°C的冷却停止温度CS₂,以获得汽车传动系统用钢部件。

11. 根据权利要求10所述的方法,其中所述T_A温度为625°C至Ac₃+100°C。

12. 根据权利要求11或12中任一项所述的方法,其中所述温度T_A为640°C至Ac₃+50°C。

13. 根据权利要求10至12中任一项所述的方法,其中所述温度T_Z为850°C至1080°C。

14. 根据权利要求1至9中任一项所述的钢部件或者根据权利要求10至13所述的方法生产的钢部件用于制造车辆或发动机的结构部件或安全部件的用途。

15. 一种车辆,包括根据权利要求14获得的部件。

经锻造的钢部件及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及适用于对汽车用机械钢部件进行锻造的钢,并且特别地涉及适用于制造用于汽车传动系统的齿轮、轴和其他传动部件的钢。

背景技术

[0002] 汽车传动系统的传动部件例如齿轮、轴、差速器和其他部件在高转速和高负荷以及转速与负荷连续交替的条件下工作。因此,需要使传动部件具有高强度、高硬度和良好的耐磨性,特别是这些部件的接触表面,而需要使传动部件的芯具有良好的耐久性,并且同时,需要使传动部件的啮合精度高,并且需要使工作噪音低。因此,规定汽车传动系统用钢满足两个要求,一是可加工性,以便于制造过程,相反,具有高强度和高硬度,使得钢适于在高负荷和高转速运行期间使用并具有可用性。

[0003] 因此,投入了大量的研究和开发努力以开发这样的材料:其在可加工性方面良好,同时具有高于1330MPa的高屈服强度与足够的冲击韧性。

[0004] 汽车传动系统用钢的领域中的较早的研究和开发已经产生了用于生产高强度和良好的可成形性的数种方法,本文中列举了其中的一些以用于对本发明的明确理解:

[0005] US20070193658A1为机械组件用钢,其中按重量百分比计,其组成为: $0.19\% \leq C \leq 0.25\%$; $1.1\% \leq Mn \leq 1.5\%$; $0.8\% \leq Si \leq 1.2\%$; $0.01\% \leq S \leq 0.09\%$; 微量水平 $\leq P \leq 0.025\%$; 微量水平 $\leq Ni \leq 0.25\%$; $1\% \leq Cr \leq 1.4\%$; $0.10\% \leq Mo \leq 0.25\%$; 微量水平 $\leq Cu \leq 0.30\%$; $0.010\% \leq Al \leq 0.045\%$; $0.010\% \leq Nb \leq 0.045\%$; $0.0130\% \leq N \leq 0.0300\%$; 任选地,微量水平 $\leq Bi \leq 0.10\%$ 和/或微量水平 $\leq Pb \leq 0.12\%$ 和/或微量水平 $\leq Te \leq 0.015\%$ 和/或微量水平 $\leq Se \leq 0.030\%$ 和/或微量水平 $\leq Ca \leq 0.0050\%$; 余量为铁和由生产操作产生的杂质,所述化学组成被调节成使得五个Jominy测试的平均值 J_{3m} 、 J_{11m} 、 J_{15m} 和 J_{25m} 为使得: $\alpha = |J_{11m} - J_{3m} \times 14/22 - J_{25m} \times 8/22| \leq 2.5HRC$; 以及 $\beta = J_{3m} - J_{15m} \leq 9HRC$ 。使用该钢生产机械组件的方法和以此方式生产的机械组件。然而,US20070193658A1的钢不能达到足够的抗拉强度和冲击韧性水平。

[0006] W02020/178854提供了高温渗碳用钢组成和由该钢组成制成的钢制品。该组成包含:a)0.11重量%至0.3重量%的碳,b)1.1重量%至1.4重量%的锰,c)0.15重量%至0.35重量%的硅,d)1重量%至1.3重量%的铬,e) ≤ 0.0006 重量%的硼,f)0.04重量%至0.05重量%的钛,g)0.035重量%至0.056重量%的铌,h) < 0.2 重量%的镍,i) < 0.06 重量%的钼,j) < 0.025 重量%的硫,k) < 0.025 重量%的磷,l)0.02重量%至0.03重量%的铝,m) ≤ 190 ppm的氮,以及n)余者为铁(Fe)。然而,W02020/178854的钢不能达到足够的抗拉强度和冲击韧性水平。

发明内容

[0007] 因此,本发明的目的是通过使得可获得同时具有以下的汽车传动系统用钢部件来解决这些问题:

- [0008] -大于或等于1600MPa,并且优选地高于1650MPa的极限抗拉强度,
- [0009] -大于或等于1330MPa的屈服强度,
- [0010] -当对KCU型的样品进行测量时,53J/cm²或更小,并且优选地50J/cm²或更小的冲击韧性,
- [0011] -等于0.80或更大的YS/TS比。
- [0012] 在一个优选的实施方案中,根据本发明的钢部件从0.4mm至0.6mm的表面深度呈现出650HV或更大的表面硬度。
- [0013] 优选地,这样的钢适用于制造用于汽车传动系统的经锻造的钢部件,其中各部件可以具有最高至150mm*150mm的截面,并且该钢还适用于汽车的其他部件例如底盘构件。
- [0014] 本发明的另一个目的还在于使得可获得与常规工业应用相容,同时对制造参数变化稳健的用于制造这些机械部件的方法。

具体实施方式

- [0015] 本发明的其他特性和优点将从本发明的以下详细描述中变得明显。
- [0016] 碳以0.2%至0.35%存在于本发明的钢中。碳为通过产生低温转变相例如贝氏体来提高本发明的钢的强度所需的元素,但是碳含量小于0.2%将不能向本发明的钢赋予抗拉强度。另一方面,在超过0.35%的碳含量下,由于在热轧或锻造之后的冷却期间过量形成先共析渗碳体而不利地影响韧性。此外,先共析渗碳体的过量形成还对传动系统的部件的机械操作例如滚铣、抛光、成形钻削、珩磨或研磨有害。碳含量有利地在0.22%至0.35%,并且更特别地0.25%至0.30%的范围内。
- [0017] 锰以1.0%至1.6%添加在本发明的钢中。该元素为 γ 相生成元素(gammagenous)。锰提供固溶强化以及抑制铁素体转变温度并降低铁素体转变速率,因此有助于形成贝氏体。需要至少1.0%的量以赋予强度以及有助于形成贝氏体。但是当锰含量以大于1.6%存在时,其引起偏析,这导致退火之后的带状显微组织,并且该带状显微组织对本发明的钢的机械特性有害。锰的存在的优选限度为1.1%至1.5%,并且更优选为1.1%至1.4%。
- [0018] 硅以0.2%至0.7%存在于本发明的钢中。硅通过固溶强化赋予本发明的钢以强度并且还充当脱氧剂。硅为可以延迟机械操作之后的冷却期间的碳化物析出的成分,因此,硅促进贝氏体的形成。但是硅还为铁素体形成物并且还提高Ac₃转变点,这将奥氏体温度推动至更高的温度范围,这是将硅的含量保持在最大0.7%的原因。此外,高于0.7%的硅还增强偏析。硅的存在的优选限度为0.2%至0.6%,并且更优选为0.22%至0.4%。
- [0019] 铝的含量为0.001%至0.1%。铝除去钢水中存在的氧以防止氧在凝固过程期间形成气相。铝还将氮固定在钢中以形成氮化铝,从而减小晶粒的尺寸。但是对于大于0.1%的铝含量,脱氧效果饱和。铝还通过形成AlN来控制本发明的钢的晶粒尺寸。高于0.1%的较高的铝含量导致出现使钢的可加工性和热锻劣化的粗富铝氧化物。铝的存在的优选限度为0.01%至0.09%,并且更优选为0.01%至0.035%。
- [0020] 钼为必需元素,并且可以以0.01%至0.5%存在于本发明中。添加钼以通过形成基于钼的碳化物来向钢赋予淬透性和硬度,并且还在渗碳期间促进马氏体的形成,并且还延迟粗钼碳化物或钼碳氮化物的形成。然而,添加钼过度增加了添加合金元素的成本,使得出于经济原因,将其含量限制为0.5%。钼含量的优选限度为0.03%至0.4%,并且更优选为

0.05%至0.2%。

[0021] 铌以0.020%至0.06%为本发明的钢的必需元素,并且适用于形成碳氮化物,以通过析出硬化来赋予本发明的钢以强度。铌还将通过其作为碳氮化物的析出以及通过使加热过程期间的再结晶延迟来影响显微组织组分的尺寸。因此,在保持温度结束时并因此在完全奥氏体化之后形成的显微组织导致产物的硬化。然而,高于0.06%的铌含量在经济上得不到关注,以及形成对钢的疲劳特性、冲击韧性有害的较粗的析出物,而且还当铌的含量为0.06%或更多时,铌还对钢的热延性有害,从而在钢铸造和轧制期间产生困难。铌含量的优选限度为0.025%至0.058%,并且更优选为0.025%至0.055%。

[0022] 铬以1%至1.5%存在于本发明的钢中。铬为通过固溶强化向钢提供强度的必需元素,并且需要最少1%来赋予强度,但是当使用高于1.5%时,由于在冷却之后形成粗渗碳体,提高淬透性超出可接受的限度,从而损害钢的可锻性以及延性。与镍相同,铬添加也降低了碳在奥氏体中的扩散系数,因此促进了渗碳期间马氏体的形成。铬的存在的优选限度为1.1%至1.4%,并且更优选为1.1%至1.3%。

[0023] 本发明的钢的磷含量为0%至0.09%。

[0024] 磷倾向于在晶界处偏析或者与锰共偏析。出于这些原因,建议尽可能少地使用磷。具体地,高于0.05%的含量可能由于晶间界面减聚力而导致断裂,这可能对疲劳极限有害。磷含量的优选限度为0%至0.05%。

[0025] 硫以0%至0.09%包含在内。硫形成改善可加工性的MnS析出物并有助于获得足够的可加工性。在金属成形过程例如轧制和成形期间,可变形的硫化锰(MnS)夹杂物变得伸长。如果这样的伸长的MnS夹杂物未与负荷方向对齐,则该夹杂物可能对机械特性例如紧缩和冲击韧性具有显著的不利影响。此外,较高的硫含量还对钢的可锻性有害。因此,将硫含量限制为0.09%。硫含量的优选范围为0%至0.05%,并且更优选为0%至0.040%,以获得可加工性与疲劳极限之间的最佳平衡。

[0026] 氮以0.009%至0.09%的量在本发明的钢中。似乎Nb(C,N)在AlN析出物上成核析出。为了获得Nb(C,N)析出物,需要最少0.009%的氮。氮的优选限度为0.009%至0.05%,并且更优选为0.009%至0.04%。

[0027] 镍以0%至1%添加至本发明中以提高本发明的钢的强度并改善韧性,特别是在正火和渗碳之后。镍在改善其抗点蚀性方面是有益的。需要最少0.1%以得到这样的效果。将镍添加到钢组成中以降低碳在奥氏体中的扩散系数,从而促进渗碳过程期间马氏体以及诸如贝氏体的低温相的形成。但是高于1%的镍含量的存在降低马氏体起始温度,从而导致残余奥氏体的过度稳定化,从而对抗拉强度和屈服强度具有有害的影响。此外,由于经济原因,还将镍限制为1%。在本发明的钢中,优选具有0.1%至0.9%的镍。

[0028] 钒为本发明的任选元素并且含量为0%至0.2%。钒通过析出强化,特别地通过形成碳化物或碳氮化物而在增强钢的强度方面是有效的。由于经济原因,将上限保持在0.2%。

[0029] 本发明的钢由于以下原因而始终不含钛:钛为任选元素,并且以0%至0.1%存在。钛形成赋予钢以强度的粗钛氮化物,但是这些氮化物可能在凝固过程期间形成,因此对疲劳极限具有有害的影响。因此,钛的优选限度为0%至0.05%。

[0030] 铜为残余元素并且由于钢的加工而可能以最高至1%存在。直到0.5%的铜不影响

钢的任何特性,但高于0.5%,热加工性显著降低。

[0031] 其他元素例如锡、铈、钙、铋、镁或锆可以以以下重量比例单独或组合添加:锡 \leq 0.1%,铈 \leq 0.1%,镁 \leq 0.10%,钙 \leq 0.0010%,铋 \leq 0.05%,0% \leq 硼 \leq 0.008%和锆 \leq 0.10%。直到所示的最大含量水平,这些元素使得可以使凝固期间的晶粒细化。钢的组成的剩余部分由铁和由加工产生的不可避免的杂质组成。

[0032] 组成的余者为铁和不可避免的杂质,特别是由加工产生的杂质。更特别地,钢部件的组成由上述元素组成。

[0033] 汽车传动系统用钢部件具有按表面分数或面积%计包含以下的显微组织:至少90%的贝氏体,0%至10%的任选累积存在的残余奥氏体、珠光体、铁素体和马氏体,以及呈AlN和Nb(C,N)形式的Al和Nb的析出物。

[0034] 贝氏体作为基体相存在于根据本发明的钢中,并且向这样的钢赋予强度。贝氏体以按面积分数计至少90%,并且优选地按面积分数计90%至100%,并且更优选地95%至100%存在于钢中。贝氏体在正火之后的冷却期间形成。这样的贝氏体可以包括无渗碳体的板条状贝氏体、粒状贝氏体、上贝氏体和下贝氏体或任何其他贝氏体。无渗碳体的板条状贝氏体由呈板条形式的贝氏体组成,并且在这些板条之间包含碳化物,使得每单位表面积大于0.1微米的板条间碳化物的数量N小于或等于 $50000/\text{mm}^2$ 。这种无渗碳体的板条状贝氏体组织可以向本发明的钢赋予高强度以及冲击韧性。下贝氏体由呈板条形式并且包含在板条内部析出的细铁碳化物棒的贝氏体组成。下贝氏体组织可以为本发明的钢提供延伸率和抗拉强度。

[0035] Al和Nb的析出物分别作为AlN和铌碳氮化物Nb(C,N)存在于根据本发明的钢中。这些析出物优选地具有20nm至350nm的尺寸。析出物形成在退火过程以及冷却步骤期间发生。此后,本发明的析出物负责在渗碳过程期间钉扎原奥氏体晶粒,从而有助于形成本发明的富马氏体层中目标量的贝氏体和马氏体。因此,优选的是,根据ASTM晶粒指数测量的原奥氏体晶粒尺寸为3至12。更优选具有4至11,并且更优选地4至10的原奥氏体晶粒尺寸。

[0036] 残余奥氏体、珠光体、铁素体和马氏体的直到10%的累积存在不会不利地影响本发明,但是高于10%,机械特性可能受到不利影响。残余奥氏体可以向本发明的钢赋予韧性和延性。本发明的马氏体可以向钢赋予强度和疲劳耐力。因此,将累积存在的铁素体和贝氏体的优选限度保持在0%至8%,并且更优选地0%至4%。

[0037] 除了钢部件的芯中的这种显微组织之外,其在汽车传动系统的钢部件的所有表面上还包括这样的富马氏体层:深度最高至1mm或更小,以及深度优选地最高至0.8mm或更小,并且更优选地0.5mm或更小,并且显示出按面积分数计85%至95%,优选地85%至92%,更优选地85%至90%的马氏体百分比。形成在表面上的富马氏体层优选地包含任何或所有可能的马氏体种类,并且特别是新鲜马氏体、回火马氏体等。该马氏体层赋予本发明的钢以650Hv或更大的表面硬度,这为最终的钢部件提供良好的抵抗磨损的抗性,并且还赋予在传动系统的旋转操作期间在部件彼此啮合期间的精度。

[0038] 该表面层的剩余部分包含来自贝氏体、残余奥氏体、铁素体和渗碳体的任一者或更多者。

[0039] 根据本发明的汽车传动系统用钢部件可以通过任何合适的制造过程用下文中说明的记明的工艺参数来生产。

[0040] 本文说明了优选的示例性方法,但该实例不限制本公开内容的范围以及实例所基于的方面。此外,本说明书中阐述的任何实例都不旨在是限制性的,而是仅阐述本公开内容的各方面可以投入实践的许多可能方式中的一些。

[0041] 在该优选的实施方案中,用于说明根据本发明的优选过程所考虑的钢部件为齿轮。

[0042] 优选的方法包括提供具有根据本发明的化学组成的钢的半成品铸件。所述铸件可以以能够被制造或加工成可以具有最高至150mm*150mm的截面的钢部件的任何形式例如锭或大方坯(bloom)或小方坯(billet)来完成。

[0043] 例如,将具有上述化学组成的钢铸造成小方坯,然后以棒的形式进行轧制。该棒可以充当用于制造的另外加工步骤的半成品。可以进行多个轧制步骤以获得期望的半成品。优选的半成品的截面为 $\text{Ø}20\text{ mm}$ 至 $\text{Ø}110\text{mm}$ 。

[0044] 轧制过程之后的半成品可以在轧制之后在高温下直接使用,或者可以首先冷却至室温,然后在范围为 $\text{Ac}3+30^\circ\text{C}$ 至 1300°C 的温度下再加热用于热锻。本发明的钢的 $\text{Ac}3$ 通过膨胀测定法研究来计算。

[0045] 经受热锻的半成品的温度优选为至少 1150°C ,并且必须低于 1300°C ,因为半成品的温度低于 1150°C ,在锻模上施加过大的负荷,此外,钢的温度在精锻期间可能降低至铁素体转变温度,由此钢将在组织中包含转变铁素体的状态下进行锻造。因此,半成品的温度优选地足够高,使得热锻可以在奥氏体温度范围内完成。必须避免在高于 1300°C 的温度下再加热,因为其在工业上是昂贵的。

[0046] 必须将最终精锻温度(下文被称为T锻造)保持高于 830°C ,以具有有利于再结晶和锻造的组织。优选使最终锻造在大于 $\text{Ac}3+100^\circ\text{C}$,并且优选地高于 $\text{Ac}3+200^\circ\text{C}$ 的温度下进行,因为低于该温度,钢棒表现出显著的锻造下降。

[0047] 因此,以此方式获得经热锻的部件,然后将该经热锻的钢部件冷却至室温。

[0048] 然后使经热锻的钢部件经受退火,以降低钢部件的硬度,用于进一步机械加工。

[0049] 在退火中,使经热锻的钢部件经受加热,以达到 600°C 至 $\text{Ac}3+200^\circ\text{C}$ 的均热温度 T_A ,优选的 T_A 温度为 625°C 至 $\text{Ac}3+100^\circ\text{C}$,更优选为 640°C 至 $\text{Ac}3+50^\circ\text{C}$ 。

[0050] 在加热步骤中,以 $0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 至 $100^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的加热速率 $\text{HR}1$ 将经热锻的钢部件从室温加热至均热温度 T_A 。优选使 $\text{HR}1$ 速率为 $0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 至 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$,并且更优选为 $0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 至 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。

[0051] 然后,将经热锻的钢部件在退火均热温度 T_A 下保持10秒至1000秒的时间,以确保强加工硬化的初始组织充分转变为奥氏体显微组织,从而降低经热锻的钢部件的硬度。然后,以大于 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$,并且优选地大于 $2^\circ\text{C}/\text{秒}$,并且更优选地大于 $5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速率 $\text{CR}1$ 将经热锻的钢部件冷却到 $\text{Ms}-5^\circ\text{C}$ 至 15°C ,并且优选地 $\text{Ms}-5^\circ\text{C}$ 至 20°C ,并且更优选地 $\text{Ms}-10^\circ\text{C}$ 至 20°C 的冷却停止温度范围 $\text{CS}1$ 。本发明的钢的 Ms 由下式计算:

[0052] $\text{Ms} (^\circ\text{C}) = 539 - 423 \times \% \text{C} - 30.4 \times \% \text{Mn} - 17.7 \times \% \text{Ni} - 12.1 \times \% \text{Cr} - 7.5 \times \% \text{Mo} - 11 \times \% \text{Si}$
 $\text{Ac}_3 (^\circ\text{C}) = 910 - 203\text{C}^{1/4} + 44.7\text{Si} - 15.2\text{Ni} + 31.5\text{Mo} + 104\text{V} + 13.1\text{W} - 30\text{Mn} - 11\text{Cr} - 20\text{Cu} + 700\text{P} + 400\text{Al} + 400\text{Ti}$

[0053] 此后,获得经受至少一次机械制造操作的经锻造的钢部件。机械操作可以包括滚铣、成形、机械加工、研磨、珩磨或任何其他合适的机械操作或制造工序。机械操作可以在室

温或者根据具体机械操作条件所期望的更高温度下进行。

[0054] 然后使经锻造的钢部件经受渗碳,以在钢部件的所有表面上均形成富马氏体层,并且还赋予本发明的钢部件以目标显微组织和机械特性。

[0055] 在渗碳中,使经锻造的钢部件经受加热,以达到800°C至1100°C的渗碳温度TZ。优选的TZ温度为850°C至1080°C,更优选为900°C至1080°C。

[0056] 在加热步骤中,以0.1°C/秒至20°C/秒的加热速率HR2将经锻造的钢部件从室温加热至TZ。优选使HR2速率为0.1°C/秒至10°C/秒,并且更优选为0.1°C/秒至5°C/秒。

[0057] 然后,在露点为-15°C至+15°C的富碳气氛中,将经锻造的钢部件在TZ下保持10秒至3600秒的时间。渗碳处理旨在在高温下将来自富碳气氛的碳熔合到经锻造的钢部件的表面中,这将使经锻造的钢部件的表面的显微组织转变成马氏体。从而在经锻造的钢部件的所有表面上均形成富马氏体层。该富马氏体层可以为最高至1mm或更小的深度,并且优选地最高至0.8mm或更小的深度,并且更优选地最高至0.5mm或更小的深度。然后,以大于1°C/秒,并且优选地大于2°C/秒并且更优选地大于5°C/秒的冷却速率CR2将经锻造的钢部件冷却到Ms-5°C至15°C,并且优选地Ms-5°C至20°C,并且更优选地Ms-10°C至20°C的冷却停止温度范围CS2,以获得汽车传动系统用钢部件。

[0058] 此后,所获得的汽车传动系统用钢部件可以任选地在100秒至600秒的时间内,以至少1°C/秒,并且优选地至少2°C/秒,并且更优选地至少10°C/秒的加热速率再加热到150°C至250°C的回火温度T回火。用于回火的优选温度范围为180°C至240°C,以及用于在T回火下保持的优选持续时间为200秒至500秒。

[0059] 实施例

[0060] 本文中呈现的以下测试、实施例、图形示例和表本质上是非限制性的,并且必须仅出于说明的目的而被考虑,并且将显示本发明的有利特征。

[0061] 表1中汇总了由具有不同组成的钢制成的锻造机械部件,其中锻造机械部件分别根据如表2中记明的工艺参数来生产。此后,表3汇总了在试验期间获得的锻造机械部件的显微组织,以及表4汇总了所获得的特性的评估结果。

[0062] 表1

[0063]

钢	C	Mn	Si	Al	Mo	Nb	Cr	S	P	N	Cu	Ni	Ti	AC3	Ms
1	0.284	1.230	0.251	0.025	0.043	0.027	1.180	0.029	0.014	0.011	0.228	0.156	0	778	361
2	0.288	1.280	0.277	0.025	0.162	0.050	1.240	0.029	0.015	0.011	0.222	0.167	0	781	356
3	0.283	1.240	0.239	0.023	0.047	0	1.167	0.027	0.014	0.011	0.222	0.155	0.002	777	362
4	0.290	1.270	0.255	0.023	0.055	0.079	1.200	0.027	0.013	0.011	0.220	0.146	0	776	357

[0064] 表2

[0065] 表2汇总了对由表1的钢制成的半成品实施的工艺参数。钢1和钢2用于制造根据本发明的锻造机械部件。该表还规定了为钢3和钢4的参照锻造机械部件用钢。

[0066] 表2如下:

[0067] 将所有钢均再加热至1250°C的温度,并经历机械制造操作。

[0068]

试验	钢	T 锻造 (°C)	HR1 (°C/ 秒)	TA (°C)	TA 下的 保持时 间 (秒)	CR1 (°C/ 秒)	CS1 (°C)	HR2 (°C/ 秒)	TZ (°C)	TZ 下的 保持时 间 (秒)	CR2 (°C/ 秒)	CS2 (°C)
I1	1	1150	1	890	840	2	25	1.2	1050	840	1	25
I2	2	1150	1	650	840	2	25	1.2	1050	840	1	25
R1	<u>3</u>	1150	1	650	840	2	25	1.2	1050	840	1	25
R3	<u>4</u>	1150	1	890	840	2	25	1.2	1050	840	1	25

[0069] I=根据本发明;R=参照;带下划线的值:未根据本发明。

[0070] 表3汇总了在用于确定本发明的钢和参照试验二者的显微组织组成的不同显微镜例如扫描电子显微镜上根据标准进行的测试和X射线测量的结果。

[0071] 表3:钢样品的显微组织和表面上的马氏体层中马氏体的存在

[0072]

试验	钢的芯 (%)	表面层 (%)	析出物
----	------------	---------	-----

[0073]

	贝氏体	其他	马氏体	残余奥氏体	
I1	100	0	88	12	Nb(C,N)和 AlN
I2	100	0	85	15	Nb(C,N)和 AlN
R1	100	0	<u>83</u>	17	<u>AlN</u>
R2	100	0	<u>80</u>	20	Nb(C,N)和 AlN

[0074] I=根据本发明;R=参照;带下划线的值:未根据本发明。

[0075] 表4例示了本发明的钢部件和参照钢部件二者的机械特性。为了确定抗拉强度,根据NF EN ISO 6892-1标准进行测试。根据EN ISO 148-1标准KCU试样在室温下用U型缺口进行测试,以测量韧性和疲劳。

[0076] 表4

[0077]

试验	UTS (MPa)	屈服强度 (MPa)	冲击韧性 (J/cm ²)	YS/UTS
I1	1675	1337	45	0.80
I2	1745	1539	50	0.88
R1	1671	<u>1324</u>	<u>56</u>	<u>0.79</u>
R2	1727	<u>1322</u>	47	<u>0.77</u>

[0078] I=根据本发明;R=参照;带下划线的值:未根据本发明。