(12) 按照专利合作条约所公布的国际申请

(19) 世界知识产权组织
国 际 局

(43) 国际公布日
2022 年 11 月 3 日 (03.11.2022)

WIPO | PCT

(10) 国际公布号
WO 2022/228216 A1

(51) 国际专利分类号:
C22C 38/02 (2006.01) *C22C 38/26* (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) *C21D 8/06* (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)

(21) 国际申请号: PCT/CN2022/087739

(22) 国际申请日: 2022 年 4 月 19 日 (19.04.2022)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:
202110478480.2 2021年4月29日 (29.04.2021) CN

(71) 申请人: 宝山钢铁股份有限公司(**BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.**) [CN/CN]; 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。

(72) 发明人: **赵四新 (ZHAO, Sixin)**; 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 **高加强 (GAO, Jiaqiang)**; 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 **黄宗泽 (HUANG, Zongze)**; 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。

(74) 代理人: **上海华诚知识产权代理有限公司 (WATSON & BAND INTELLECTUAL PROPERTY AGENT LTD.)**; 中国上海市长乐路989号世纪商贸广场27楼, Shanghai 200031 (CN)。

(81) 指定国(除另有指明，要求每一种可提供的国家保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW。

(84) 指定国(除另有指明，要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

本国际公布:
— 包括国际检索报告(条约第21条(3))。

(54) **Title:** STEEL FOR HIGH-TEMPERATURE CARBURIZED GEAR SHAFT AND MANUFACTURING METHOD FOR STEEL

(54) **发明名称**: 一种高温渗碳齿轴用钢及其制造方法

(57) **Abstract:** Disclosed are a steel for a high-temperature carburized gear shaft and a manufacturing method for the steel. The steel for the high-temperature carburized gear shaft comprises the following chemical components in percentage by mass: 0.17-0.22% of C, 0.05-0.35% of Si, 0.80-1.40% of Mn, 0.010-0.035% of S, 0.80-1.40% of Cr, 0.020-0.046% of Al, 0.006-0.020% of N, 0.002-0.030% of Nb, V≤0.02%, and Ti≤0.01%. Also disclosed is a manufacturing method for the steel for the high-temperature carburized gear shaft, comprising the steps of: smelting and casting; heating; forging or rolling; and finishing. By reasonably controlling chemical element compositions of the steel, the steel for the gear shaft in the present invention can maintain proper austenite grain size and stability at high temperature, maintains 5-8 stages of the austenite grain size before and after the high-temperature vacuum carburizing at 940-1050 ° C, can be effectively applied to high-end parts such as a gearbox for a vehicle or a speed reducer of a new energy vehicle, and a differential, and has good application prospects and value.

(57) **摘要**: 本发明公开了一种高温渗碳齿轴用钢及其制造方法。其中，一种高温渗碳齿轴用钢包括以质量百分比计的化学成分：C：0.17～0.22%、Si：0.05～0.35%、Mn：0.80～1.40%、S：0.010～0.035%、Cr：0.80～1.40%、Al：0.020～0.046%、N：0.006～0.020%、Nb：0.002～0.030%、V≤0.02%、Ti≤0.01%。本发明还公开了一种高温渗碳齿轴用钢的制造方法，包括：冶炼和浇铸；加热；锻造或轧制；精整。通过合理控制钢的化学元素组成使得本发明的齿轴用钢在高温下能够保持适宜的奥氏体晶粒度和稳定性，在940～1050℃的高温真空渗碳前后的奥氏体晶粒度保持5～8级，可以有效应用于汽车用变速箱或新能源车用减速器及差速器等高端零部件中，具有良好的使用前景和价值。

WO 2022/228216 A1

一种高温渗碳齿轴用钢及其制造方法

技术领域

本发明涉及冶金技术领域，尤其涉及一种高温渗碳齿轴用钢及其制造方法。

背景技术

随着汽车工业全球化深入发展，市场和用户对汽车安全、环保和舒适的需要日益增长，对汽车零部件的技术要求也越来越高。其中，获得高温稳定、高疲劳寿命、易于加工、经济高效的齿轮或轴类零部件是重要的发展方向之一。

高性能齿轮或轴类零部件表面一般要经过渗碳和淬火及回火处理，以得到硬度较高的表面和韧性较好的心部，最终获得优异的抗疲劳寿命及耐磨性能。近年来，面对汽车特别是新能源车减速器及差速器对齿轮的高技术要求，高温渗碳技术应用日趋广泛，既可以获得性能优异的渗碳齿轮，又可以大幅提升生产效率，并减少气体排放而保护环境。

目前国内外常用的气体渗碳温度一般不高于930℃，而高温真空渗碳由于其处理环境无氧，因此其渗碳温度可高达960℃甚至1000℃以上。根据渗碳原理计算，渗碳温度提高50℃左右，获得同样厚度硬化层的渗碳时间可以缩短50%左右。因此，如果把渗碳温度从930℃提高到980℃，可以使渗碳时间缩短为原来的50%，生产效率会明显提升。此外，采用高温真空渗碳所得齿轮，表面少甚至无沿晶氧化，可以明显提高抗冲击断裂性能。高温真空渗碳技术以其自身的优势逐渐成为替代气体渗碳技术的必然选择。

目前广泛使用的MnCr系渗碳齿轮钢，以其优异的综合性价比，在新能源车减速器及差速器上也有大量应用。MnCr系高温渗碳齿轮钢的主要技术难题是如何在提高渗碳温度的同时，使齿轮不出现混晶和晶粒粗大现象；而一旦发生晶粒异常长大，则容易导致热处理变形和早期疲劳断裂等，有影响传动效率和造成交通事故的可能性。不仅如此，为了应对复杂形状齿轮的淬火及回火，伴随高温真空渗碳的气体淬火应用日趋广泛，对齿轮钢的淬透性也提出了较高要求。

试验研究表明，在MnCr系渗碳齿轮钢中添加Al、Nb、V、Ti及N等元素，利用碳氮化物可防止高温渗碳时的晶粒粗化。但仍存在着齿轮晶粒粗化温度不够高、大生产

所得齿轮钢晶粒度不稳定等问题。

例如：在中国发明专利 CN200610028265.8 中记载了一种高强度汽车用齿轮钢，其钢中复合加入了 Nb、V、Al 等合金元素，细化了原始奥氏体晶粒，其成分质量百分比为：C：0.20～0.40%，Si：0.20～0.50%，Mn：0.50～1.00%，Cr：0.80～1.30%，Nb：0.015～0.080%，V：0.030～0.090%，Mo：0.15～0.55%，Al：0.015～0.050%，其余为 Fe 和不可避免的杂质。通过加入微量的 Nb、V 后，齿轮钢的晶粒度、淬透性及其带宽均得到明显优化；同时增加了齿轮钢的综合力学性能，使用寿命延长。但该专利没有说明具体渗碳温度，添加了 Al、Nb 和 V 等微合金元素，仅可以满足常规气体渗碳的温度要求。

又例如：在中国发明专利 CN201310301638.4 中记载了一种 Nb、Ti 复合微合金化的 20CrMnTi 易切削齿轮钢，钢的组分为：C：0.17~0.22%，Si：0.20-0.35%，Mn：0.9~1.10%，P：≤0.025%，S：0.020~0.035%，Cr：1.05~1.30%，Al：0.015~0.035%，Ti：0.02~0.06%，Nb：0.02~0.06%，余量为铁与不可避免的杂质。通过控制 Nb、Ti 及 Al 等微合金元素含量，提高齿轮渗碳温度或缩短渗碳时间，如 1050℃*1h，或者 1000℃*6h。该专利添加了 0.02~0.06%的 Ti 和 Nb，可将渗碳温度提高到 1000℃。

又例如：在中国发明专利 CN202010128336.1 中记载了一种超纯净高温细晶粒渗碳齿轮钢，化学成分包括 C：0.15～0.21％，Si：≤0.12％，Mn：1.00～1.30％，Cr：1.00～1.30％，S：0.010~0.025％，P≤0.025％，Ni：0.70~1.00％，Mo：0.02～0.10％，B：0.0020~0.0040％，Cu≤0.20％，Al≤0.05％，Ca≤0.0005％，Ti≤0.003％，N：0.0080～0.016％，且 N＝(0.80～1.0)×(0.5％Al+0.7％B)，余量为 Fe 及不可避免的杂质，使得在 960℃以上的高温渗碳处理后基体晶粒度仍然在 6 级以上。该专利添加了 B 元素，利用 Al、B、N 充分结合，形成 AlN、BN 质点，获得了可在 1000℃*4h 高温处理后晶粒度仍在 6 级以上的齿轮圆钢。

考虑到 V 元素控制高温奥氏体晶粒度效果并不明显，Ti 元素添加后易于形成方块状夹杂物而影响疲劳寿命，较高含量的 B 元素则容易在晶界偏聚，为应对越来越高的渗碳齿轮钢技术要求，适用于高温（真空）渗碳且易于切削的大规格 MnCr 系渗碳齿轴用钢的研发制造迫在眉睫。

发明内容

鉴于上述分析，本发明实施例旨在提供一种高温渗碳齿轴用钢及其制造方法，以解

决现有技术中存在的齿轴用钢仅能满足常规渗碳温度的要求，在高温渗碳过程中容易产生晶粒粗化、晶粒度不稳定而导致的热处理变形和早期疲劳断裂的问题。

本发明的一个目的在于提供一种高温渗碳齿轴用钢，采用本发明的元素组分制备得到的齿轴用钢在高温下能够保持适宜的奥氏体晶粒度和稳定性，还具有较窄的淬透性带宽，易于加工，可以有效提高齿轴用钢的生产稳定性和使用安全性。该齿轴用钢在940~1050℃的高温渗碳前后的奥氏体晶粒度保持5~8级，可以有效应用于汽车用变速箱或新能源车用减速器及差速器等高端零部件中，具有良好的使用前景和价值。

为了实现上述目的，本发明提出了一种高温渗碳齿轴用钢：包括以质量百分比计的化学成分：C：0.17~0.22%、Si：0.05~0.35%、Mn：0.80~1.40%、S：0.010~0.035%、Cr：0.80~1.40%、Al：0.020~0.046%、N：0.006~0.020%、Nb：0.002~0.030%、V≤0.02%、Ti≤0.01%。在本发明所述高温渗碳齿轴用钢中，各化学元素的设计原理具体如下所述：

C：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，C是钢中所必需的成分，同时其也是影响钢的淬透性最主要的元素之一。渗碳齿轮钢需要高表面强度的同时也需要足够的心部冲击韧性，当钢中C元素含量太低时，低于0.17%时，钢材的强度不足，且不能保证良好的淬透性要求；相应地，钢中C元素含量也不宜太高，当钢中C元素含量太高时，无法满足齿轮心部韧性的需求，且C含量过高对钢材的塑性不利，特别是对Mn含量较高的渗碳齿轮钢，C含量大于0.22％时不利于钢的加工性能。因此，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，将C的质量百分比控制在0.17~0.22%之间。

Si：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Si元素不仅能够更好地消除氧化铁对钢的不良影响，其也能溶入铁素体，使铁素体强化，提高钢的强度、硬度、耐磨性和弹性及弹性极限。同时，需要注意的是，Si元素会提高钢的Ac_3温度，使导热性降低，因而使钢材有开裂风险以及脱碳倾向。基于此，综合考虑Si的有益效果和不利影响，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，将Si的质量百分比控制在0.05~0.35%之间。

Mn：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Mn是影响钢淬透性的主要元素之一。Mn元素的脱氧能力很好，其可以还原钢中的氧化铁，能够有效提高钢的产量。Mn能溶入铁素体，提高钢的强度和硬度，并使钢材在热轧后冷却时得到片层较细、强度较高的珠光体。此外，Mn还能与钢中的S形成MnS，可以消除S的有害作用，其具有使钢形成和稳定奥氏体组织的能力，可以强烈增加钢的淬透性，还能改善钢的热加工性能。当钢中Mn元素含量小于0.80%时，钢材的淬透性不足；而当钢中Mn元素含量过高时，则会使钢材的热塑性变差，影响生产，且钢材在水淬时容易发生裂纹。因此，在本发明

所述的高温渗碳齿轴用钢中，将 Mn 的质量百分比控制在 0.80~1.40%之间。

S：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，S 一般作为钢中的杂质元素存在，其会显著降低钢的塑性和韧性，一定含量的 S 元素可与 Mn 形成非金属夹杂物，适量的 S 能改善钢材的切削性能。基于此，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，将 S 的质量百分比控制在 0.010~0.035%之间。

Cr：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Cr 是本发明钢中添加的主要合金元素之一，Cr 可以显著提高钢的淬透性以及强度、耐磨性等性能。另外，Cr 还能降低钢中 C 元素的活度，可以防止加热、轧制和热处理过程中的脱碳，但是过高的 Cr 会明显降低淬火及回火钢材的韧性，形成粗大的沿晶界分布的碳化物。因此，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，将 Cr 元素的质量百分比控制在 0.80~1.40%之间。

Al：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Al 属于细化晶粒的元素。Al 元素与 N 配合可进一步细化晶粒，并提高钢材的韧性。晶粒细化在提高钢的力学性能尤其是强度和韧性方面有重要的作用，同时晶粒细化还有助于降低钢的氢脆敏感性。但需要注意的是，钢中 Al 元素含量不宜过高，过高含量的 Al 易增加钢中夹杂物产生的机会。因此，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，将 Al 元素的质量百分比控制在 0.020~0.046%之间。

N：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，N 为间隙原子，其可以与钢中的微合金结合形成 MN 型析出物（“M”是指合金元素），在高温下能够钉扎晶界，从而抑制奥氏体晶粒长大。当钢中 N 元素含量较低时，则形成的 MN 少，所起到的钉扎作用不明显；而当钢中 N 元素含量过高时，则容易在炼钢中富集，降低钢的韧性。因此，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，将 N 元素的质量百分比控制在 0.006~0.020%之间。

Nb：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Nb 元素加入钢中，能够形成细小析出相，从而起到对钢再结晶的抑制作用，可以有效细化晶粒。需要注意的是，钢中 Nb 元素含量不宜过高，当钢中 Nb 含量过高时，在冶炼过程中会形成粗大的 NbC 颗粒，反而降低钢材的冲击韧性。因此，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，将 Nb 元素的质量百分比控制在 0.002~0.030%之间。

V：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，V 可以有效提高钢的淬透性。在钢中 V 元素可以与 C 元素或 N 元素形成析出物，从而进一步提高钢的强度。如果 C 元素和 V 元素含量过高，则会形成粗大的 VC 颗粒。考虑到生产成本和竞争力，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，将 V 元素的质量百分比控制在 0.02%以下。

Ti：Ti 加入钢中虽然可以形成细小析出相，但钢中 Ti 元素含量过高时，会在冶炼过程中形成粗大的带棱角的 TiN 颗粒，降低钢的冲击韧性。因此在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，控制 Ti 元素含量为：Ti≤0.01%。

进一步地，在本发明的高温渗碳齿轴用钢中，其还可以包括 Ni、Mo 和 Cu 元素中的至少一种，以质量百分比计：Ni≤0.25%，Mo≤0.10%，Cu≤0.20%。

在本发明中，Ni、Mo、Cu 元素均可以进一步地提高本发明所述高温渗碳齿轴用钢的性能。

Ni：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Ni 在钢中以固溶形式存在，其可以有效提高钢的低温冲击性能。但需要注意的是，过高的 Ni 含量会导致钢材中的残留奥氏体含量过高，而降低钢的强度。因此，考虑生产成本以及竞争力，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，可以优选地将 Ni 的质量百分比控制为 Ni≤0.25%。

Mo：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Mo 可在钢中固溶，其有利于提高钢的淬透性，提高钢材强度。在较高的温度回火，会形成细小的碳化物进一步提高钢的强度；钼与锰的联合作用，又可以显著提高奥氏体的稳定性。考虑到 Mo 为贵重金属，其成本较高，为了控制生产成本，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，可以优选地将 Mo 的质量百分比控制为 Mo≤0.10%。

Cu：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Cu 可以提高钢材的强度，并有利于提高钢材的耐候性及耐腐蚀能力。钢中 Cu 元素含量不宜过高，如果钢中 Cu 含量过高，则在加热过程中会富集在晶界，导致晶界弱化以致开裂。因此，在本发明所述的高淬透性齿轴用钢中，可以优选地将 Cu 的质量百分比控制为 Cu≤0.20%。

进一步地，在本发明的高温渗碳齿轴用钢中，在不可避免的杂质中，各杂质元素含量满足下述各项要求：P≤0.015%、O≤0.0020%，H≤0.0002%，B≤0.0010%，Ca≤0.003%。

在本发明在中，P、O、H、B 和 Ca 均为钢中的杂质元素，在技术条件允许情况下，为了获得性能更好且质量更优的钢材，应尽可能降低钢中杂质元素的含量。

P：P 容易在钢中晶界处偏聚，会降低晶界结合能，恶化钢的冲击韧性，因此在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，控制 P 含量为：P≤0.015%。

O：O 能够与钢中的 Al 元素形成氧化物以及复合氧化物等，为保证钢组织均匀性和低温冲击功及疲劳性能，在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，可以控制 O 元素含量为 O≤0.0020%。

H：H 会在钢中缺陷处聚集，在抗拉强度级别超过 1000MPa 钢中，会发生氢致延迟

断裂。因此在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，控制 H 元素含量为 H≤0.0002%。

B：B 是对淬透性较为敏感的元素，由于 B 元素容易偏聚，B 含量的微小变化会引起钢材淬透性较大的波动，在齿轴用钢中加入 B 元素不利于齿轮钢淬透性带宽的窄幅控制。因此在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，控制 B 元素含量为 B≤0.0010%。

Ca：在本发明所述的高温渗碳齿轴用钢中，Ca 元素容易形成夹杂物，进而影响最终产品的疲劳性能，因此可以控制 Ca 元素含量为 Ca≤0.003%。

进一步地，本发明定义了一种微合金元素系数 $r_{M/X}$ 来描述 MX（X 指 C 或 N）析出相的细小弥散程度，$r_{M/X}=(20*[Nb]/93-[V]/51+[Al]/27)/([N]/14+[C]/120)$，式中的各化学元素均代入该化学元素的质量百分含量的百分号前面的数值。在本发明中，Nb、V、Ti、Al 均能形成 MX 微合金析出相，起到一定的细化奥氏体晶粒和保持晶粒稳定度的作用。研究发现，在本发明齿轴用钢的应用温度条件下，在形成纳米级碳氮化物析出相 MX 的过程中，V 和 Nb 有竞争关系，进一步提高 V 元素含量控制高温奥氏体晶粒度的效果并不明显，而 Ti 元素本身容易与碳氮元素形成夹杂物而影响钢的机械加工性能，在冶炼的过程中也容易与 Nb 复合形成大的夹杂物，影响 Nb 的析出相细化奥氏体晶粒的效果，因此本发明中通过主要通过控制 Nb 和 Al 这两种元素，特别是 Nb 这种微合金元素的量，来形成细小弥散的 MX 析出相，保持奥氏体晶粒在高温下的稳定。基于上述分析，本发明中微合金元素系数的计算方式如上所述，$r_{M/X}$ 的范围为 0.5～3.0。在冶炼过程中，需要控制微合金元素系数在适宜的范围之内：微合金元素系数过大，则容易在冶炼过程中形成粗大的析出相，降低钢的冲击韧性和疲劳寿命；微合金元素系数过小，则不会形成数量适宜的细小析出相，起不到钉扎晶界、抑制晶界移动、从而抑制奥氏体晶粒长大的目的。

本发明的积极效果之一就是通过控制齿轮钢中微合金元素的碳氮元素的含量以及微合金元素系数，使适量的 Al、Nb 与多余的氮元素及碳元素形成析出物从而有效地在高温阶段抑制奥氏体晶粒长大。

进一步地，在本发明的高温渗碳齿轴用钢在代表性位置 J9mm 淬透性均为 30~43HRC，940~1050℃的高温真空渗碳前后的奥氏体晶粒度保持 5~8 级。

本发明的另一目的在于提供一种上述高温渗碳齿轴用钢的制造方法，该制造方法生产简单，适应性强，采用本发明的方法制备得到的高温渗碳齿轴用钢具有高温奥氏体稳定、淬透性带宽窄、强韧性高、易切削、尺寸精度高、疲劳性能高等特点，可有效应用

于汽车用变速箱或新能源车用减速器及差速器等高要求零部件，具有良好的推广前景和应用价值。

为了实现上述目的，本发明提出了上述高温渗碳齿轴用钢的制造方法，包括：

冶炼和浇铸；

加热；

锻造或轧制；

精整。

在本发明制造方法的冶炼和浇铸步骤中的冶炼可以采用电炉冶炼或转炉冶炼，并经过精炼及真空处理，例如炉外精炼及真空脱气。当然在一些其他的实施方式中，也可以采用真空感应炉进行冶炼。电炉冶炼的炉料可以选用低 P、S 废钢、切头及优质生铁；合金可以准备铬铁、低磷锰铁、钼铁等；还原剂可以包括：电石、碳粉和铝粉；在氧化期：勤流渣去 P，勤流渣是通过增加流渣次数和钢渣量来带走 P 元素、降低钢中 P 含量的工艺；可以控制出渣条件为：出渣温度为 1630～1660℃；[P]≤0.015%；可以控制出钢条件为：出钢温度为 1630～1650℃；[P]≤0.011%，[C]≥0.03%。

电炉冶炼或转炉冶炼完成后，需要在钢包精炼炉上进行钢液精炼，以去除钢中的有害气体和夹杂物。控制钢包入座、测温并分析，可以根据情况调整氩气压力；LF 初脱氧可以喂 Al 到 0.04%，然后可以补加合金块搅拌 5～10 分钟。当钢液测温 T=1650～1670℃时，可以进行真空脱气，真空脱气的真空度可以控制为 66.7Pa，且保持不低于 15 分钟，以保证[O]≤0.0020%、[H]≤0.00015%。另外，在本技术方案中，可以控制吊包温度为 1550～1570℃，由于降低了吊包温度，加快了元素扩散，有利于进一步减轻枝晶偏析。

相应地，浇铸可以采用模铸或连铸。连铸浇铸过程中钢包内高温钢液通过保护套管，浇进中间包，中间包过热度 20～40℃。中间包使用前完全清理、内表面为耐火涂层且不得有裂缝；中间包内的钢液经连铸结晶器，电磁搅拌充分，可以浇注出 140mm×140mm～320mm×425mm 断面尺寸的合格连铸坯。在本技术方案中，可以依据不同的方坯尺寸控制浇注速度为 0.6～2.1m/min。然后，使连铸坯进缓冷坑缓冷，缓冷时间不少于 24 小时。

此外，在本发明制造方法的锻造或轧制步骤中，当进行锻造时，可以直接锻造至最终成品尺寸；而当进行轧制时，既可以采用钢坯直接轧制到最终成品尺寸，也可以采用钢坯先轧制到指定的中间坯尺寸，再进行加热和轧制到最终成品尺寸。其中，中间坯的

加热温度可以控制在 1050~1250℃之间，保温时间可以控制在 3~24h 之间。

另外，在本发明制造方法的精整步骤中，所述精整过程中包括圆钢剥皮和热处理以及为了保证质量所进行的无损探伤等。在精整步骤中，根据需要所进行的剥皮工序可以包括：车削剥皮或砂轮剥皮等；根据需要所进行的热处理工序可以包括：退火及等温退火等；根据需要所进行的无损探伤可以包括：超声波探伤或磁粉探伤等。

进一步地，在加热步骤中，钢坯首先在预热段加热至不高于 700℃，然后在第一加热段继续加热至不高于 980℃，保温后继续在第二加热段加热至 950~1200℃，保温后进入均热段，均热段温度为 1050~1250℃，保温后进行后续轧制或锻造。

在上述技术方案中，本发明所述制造方法在加热步骤中所采用的技术方案同现有技术相比，其均热段温度较高，较高的均热段温度能够在钢坯加热的扩散过程，有利于提高连铸坯的成分均匀性和组织均匀度。同时在此温度下，析出相有着较快的固溶速度，因此，轧制加热温度高将使钢中原始未溶的析出相粒子有更多的溶解，使基体中微合金元素浓度增加，在以后冷却时析出更多更弥散的粒子。此外只有将轧制加热温度向上提高以后，才能使终轧温度提高，使轧后奥氏体回复再结晶更充分，析出相分布更均匀。

进一步地，在本发明所述的制造方法中，在锻造或轧制步骤中，控制终锻或终轧温度≥900℃。

在本发明所述的制造方法的锻造或轧制步骤中，在钢坯出炉后，可以采用高压水除鳞去氧化皮，控制开锻或开轧温度在 1150~1250℃之间，并控制终锻或终轧温度≥900℃。这是因为：在此种工艺下有利于 N 从γ固溶体中脱溶并与钢中的微合金元素结合成氮化物。

需要说明的是，N 在α-Fe 中的溶解度小于在γ-Fe 中的溶解度，且由于受相变的激发而造成析出量的二个峰值，如果终锻或终轧温度低，析出相的峰值析出，会造成析出相分布不均匀以及回复再结晶不充分而产生组织上的各向异性，所以终锻或终轧温度≥900℃，使细小析出相均匀弥散分布。另外提高终锻或终轧温度，会得到较细的晶粒，晶粒细小增大了过冷奥氏体转变后的铁素体平均晶粒直径和富锰带带间距之间的差别，减轻了富锰带形成珠光体的趋势，从而减轻了带状组织。

本发明的有益效果在于：

1、本发明通过合理的化学组分控制来得到上述高温条件下还能保持奥氏体晶粒稳定的齿轴用钢。本发明中，主要通过合理控制 Nb、Al 和 V 这些微合金元素与碳氮元素的含量，使碳氮化物析出相 MX 具有合适的尺度和数量，起到限制奥氏体晶界移动的作

用，使得本发明的渗碳齿轴用钢的奥氏体晶粒在高温下能够保持适宜的晶粒度和稳定性。其中，Nb 和 Al 是本发明中用以形成析出相的主要元素，V 和 Ti 元素在本发明中控制高温奥氏体晶粒度的效果并不明显，且容易与 Nb 复合形成大的夹杂物影响 Nb 的析出相的性能，因而在本发明中被视为杂质元素控制在较低的范围，从而避免钢材中出现大颗粒有害夹杂，以保证钢材稳定的生产质量，降低钢材的生产成本，实现在棒材产线上的批量生产。

2、本发明中不含或仅含有少量的 Ni、Mo、Cu、V 等贵金属元素，能够在保证高温渗碳和高淬透性且窄带宽以及容易切削加工等性能的前提下，控制钢材中合金元素的种类和数量，提高钢材的适用性，采用本发明的元素组分和制造方法得到的高温渗碳齿轴用钢的奥氏体晶粒度及淬透性和成本竞争力等方面均优于现有专利技术。

3、本发明中，通过提高加热、锻造或轧制阶段的热处理温度，使得锻造或轧制之后奥氏体回复再结晶更充分、纳米级碳氮化物析出相在基体钢中均匀弥散分布，进一步提高了奥氏体在高温渗碳过程中的晶粒稳定性。

4、采用本发明的技术方案可以得到一种能够在高达 960℃甚至 1000℃以上的高温条件下进行真空渗碳并在渗碳的过程中保持奥氏体晶粒稳定、避免出现混晶和晶粒粗大现象的齿轴用钢。该种钢在高达 1000℃真空渗碳 4 小时后晶粒度仍稳定保持在 5~8 级，各项性能达到齿轴用钢的使用性能指标。由于使用本发明的钢，可以让钢的渗碳温度高达 960℃以上，在这种高温条件下进行渗碳，可以极大地缩短齿轴的渗碳时间，降低齿轮生产成本，减少二氧化碳排放，节能环保，工业应用前景广阔。

具体实施方式

以下由特定的具体实施例说明本发明的实施方式，本领域技术人员可由本说明书所揭示的内容轻易地了解本发明的其他优点及功效。虽然本发明的描述将结合较佳实施例一起介绍，但这并不代表此发明的特征仅限于该实施方式。恰恰相反，结合实施方式作发明介绍的目的是为了覆盖基于本发明的权利要求而有可能延伸出的其它选择或改造。为了提供对本发明的深度了解，以下描述中将包含许多具体的细节。本发明也可以不使用这些细节实施。此外，为了避免混乱或模糊本发明的重点，有些具体细节将在描述中被省略。需要说明的是，在不冲突的情况下，本发明中的实施例及实施例中的特征可以相互组合。

实施例 1-8 和对比例 1-4

实施例 1-8 的高温渗碳齿轴用钢均采用以下步骤制得：

（1）按照下述表 1 所示的化学成分进行冶炼和浇铸：其中冶炼可以采用 50kg 真空感应炉、150kg 真空感应炉或者 500kg 真空感应炉进行冶炼，也可以采用电炉冶炼＋炉外精炼＋真空脱气的方式进行冶炼，或者采用转炉冶炼＋炉外精炼＋真空脱气的方式进行冶炼。浇铸方式是模铸或者连铸。

（2）加热：钢坯首先在预热段加热至不高于 700℃，然后在第一加热段继续加热，设定的加热温度不高于 980℃，在此阶段，钢坯的温度为 600~980℃；保温后继续在第二加热段加热至 950~1200℃，保温后进入均热段，均热段温度为 1050~1250℃，并通过保温使钢坯芯部和表面的温度一样。

（3）锻造或轧制：控制终锻或终轧温度≥900℃。

（4）精整：所述精整包括剥皮或退火或正火。

实施例 1-8 高温渗碳齿轴用钢和对比例 1-4 钢的具体工艺过程如下所述：

实施例 1：按照下述表 1 所示的化学成分在 50kg 真空感应炉上进行冶炼。钢水浇铸成钢锭，加热并经锻造开坯，控制钢锭首先在预热段加热至 700℃，然后在第一加热段继续加热至 900℃，保温后继续在第二加热段加热至 1000℃，保温后进入均热段，均热段温度为 1100℃，保温后进行后续锻造，控制终锻温度为 910℃，最终锻造成Φ60mm 棒料，锻后在 920℃正火 100min。

实施例 2：按照下述表 1 所示的化学成分在 150kg 真空感应炉上进行冶炼。钢水浇铸成钢锭，加热并经锻造开坯，控制钢锭首先在预热段加热至 650℃，然后在第一加热段继续加热至 950℃，保温后继续在第二加热段加热至 1100℃，保温后进入均热段，均热段温度为 1200℃，保温后进行后续锻造，控制终锻温度为 1000℃，最终锻造成Φ75mm 棒料，锻后车削剥皮。

实施例 3：按照表 1 所示的化学成分电炉冶炼，并进行精炼和真空处理，而后浇铸成 320mm×425mm 连铸坯，控制连铸坯首先在预热段加热至 600℃，然后在第一加热段继续加热至 980℃，保温后继续在第二加热段加热至 1200℃，保温后进入均热段，均热段温度为 1220℃，保温后进行后续轧制。钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制终轧温度为 1000℃，最终轧制成Φ120mm 棒料。轧制后空冷，经 650℃保温 12 小时退火处理，通过超声波探伤和磁粉探伤等检验。

实施例 4：按照表 1 所示的化学成分电炉冶炼，并进行精炼和真空处理，而后浇铸成 280mm×280mm 连铸坯，控制连铸坯首先在预热段加热至 620℃，然后在第一加热段

继续加热至950℃，保温后继续在第二加热段加热至1150℃，保温后进入均热段，均热段温度为1200℃，保温后进行后续轧制。钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制终轧温度为970℃，最终轧制成Φ90mm棒料。轧制后空冷，砂轮剥皮处理，经过超声波探伤和磁粉探伤等检验。

实施例5：按照表1所示的化学成分电炉冶炼，并进行精炼和真空处理，而后浇铸成320mm×425mm连铸坯，控制连铸坯首先在预热段加热至600℃，然后在第一加热段继续加热至950℃，保温后继续在第二加热段加热至1200℃，保温后进入均热段，均热段温度为1230℃，保温后进行后续轧制。钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，轧制成中间坯，控制第一终轧温度为1050℃，中间坯尺寸220mm×220mm。而后再将中间坯预热至680℃，随后先加热至1050℃，再加热至1200℃，经过保温后进行均热，均热温度为1220℃，出炉经高压水除鳞后开始轧制，控制第二终轧温度为950℃，成品棒材规格为Φ50mm。轧制后空冷，等温退火处理，即在900℃保温90min，随后风冷至600℃保温120min，再出炉空冷，而后经过超声波探伤和磁粉探伤等检验。

实施例6：按照表1所示的化学成分电炉冶炼，并进行精炼和真空处理，而后浇铸成280mm×280mm连铸坯，控制连铸坯首先在预热段加热至680℃，然后在第一加热段继续加热至900℃，保温后继续在第二加热段加热至1180℃，保温后进入均热段，均热段温度为1200℃，保温后进行后续轧制。钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，轧制成中间坯，控制第一终轧温度为1000℃，中间坯尺寸140mm×140mm。而后再将中间坯预热至700℃，随后先加热至1100℃，再加热至1220℃，经过保温后进行均热，均热温度为1220℃，出炉经高压水除鳞后开始轧制，控制第二终轧温度为920℃，成品棒材规格为Φ20mm。轧制后空冷，车削剥皮处理，经过超声波探伤和磁粉探伤等检验。

实施例7：按照表1所示的化学成分转炉冶炼，并进行精炼和真空处理，而后浇铸成模铸坯，控制铸坯首先在预热段加热至620℃，然后在第一加热段继续加热至950℃，保温后继续在第二加热段加热至1150℃，保温后进入均热段，均热段温度为1200℃，保温后进行后续轧制。钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制终轧温度为970℃，最终轧制成Φ110mm棒料。轧制后空冷，砂轮剥皮处理，经过超声波探伤和磁粉探伤等检验。

实施例8：按照表1所示的化学成分转炉冶炼，并进行精炼和真空处理，而后浇铸成模铸坯，控制铸坯首先在预热段加热至600℃，然后在第一加热段继续加热至950℃，保温后继续在第二加热段加热至1200℃，保温后进入均热段，均热段温度为1230℃，

保温后进行后续轧制。钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，轧制成中间坯，控制第一终轧温度为1050℃，中间坯尺寸260mm×260mm。而后再将中间坯预热至680℃，随后先加热至1050℃，再加热至1200℃，经保温后进行均热，均热温度为1220℃，出炉经高压水除鳞后开始轧制，控制第二终轧温度为950℃，成品棒材规格为Φ60mm。轧制后空冷，而后经过超声波探伤和磁粉探伤等检验。

对比例1和对比例2来自商品材。

对比例3：实施方式同实施例1，按照表1所示的化学成分在50kg真空感应炉上进行冶炼。钢水浇铸成钢锭，加热并经锻造开坯，控制钢锭首先在预热段加热至700℃，然后在第一加热段继续加热至900℃，保温后继续在第二加热段加热至1000℃，保温后进入均热段，均热段温度为1100℃，保温后进行后续锻造，控制终锻温度为910℃，最终锻造成Φ60mm棒料，锻后在920℃正火100min。

对比例4：实施方式同实施例5，按照表1所示的化学成分电炉冶炼，并进行精炼和真空处理，而后浇铸成320mm×425mm连铸坯，控制连铸坯在预热段加热至600℃，然后在第一加热段继续加热至950℃，保温后继续在第二加热段加热至1200℃，保温后进入均热段，均热段温度为1230℃，保温后进行后续轧制。钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，轧制成中间坯，控制第一终轧温度为1050℃，中间坯尺寸220mm×220mm。而后将中间坯预热至680℃，随后先加热至1050℃，再加热至1200℃，经保温后进行均热，均热温度1220℃，出炉经高压水除鳞后开始轧制，控制第二终轧温度为950℃，成品棒材规格为Φ50mm。轧制后空冷，等温退火处理，即在900℃保温90min后风冷至600℃，保温120min后出炉空冷，经过超声波探伤和磁粉探伤等检验。

表1列出了实施例1-8的高温渗碳齿轴用钢和对比例1-4的对比钢的各化学元素的质量百分配比及微合金元素系数$r_{M/X}$。

表2列出了实施例1-8的高温渗碳齿轴用钢和对比例1-4的对比钢在上述工艺步骤中的具体工艺参数。

表 1.（%，余量为 Fe 和除了 P、B、V、Ti 以外的其他不可避免的杂质）

编号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	V	Ti	Nb	N	B	$r_{M/X}$
实施例 1	0.17	0.28	1.35	0.007	0.015	1.39	0.24	0.07	0.19	0.037	0.013	0.007	0.016	0.02	0.0002	1.60
实施例 2	0.22	0.06	0.81	0.006	0.018	1.16	0.21	0.08	0.16	0.046	0.018	0	0.013	0.017	0.0003	1.36
实施例 3	0.18	0.27	1.3	0.006	0.016	1.4	0.19	0.04	0.13	0.039	0	0	0.027	0.02	0.0002	2.48
实施例 4	0.22	0.27	0.92	0.006	0.011	0.99	0.18	0.06	0.19	0.041	0.013	0.002	0.003	0.018	0.0004	0.61
实施例 5	0.19	0.12	1.31	0.008	0.024	0.86	0.22	0.07	0.06	0.027	0.015	0.001	0.014	0.009	0.0004	1.67
实施例 6	0.20	0.34	1.33	0.01	0.034	1.02	0.15	0.06	0.13	0.021	0.003	0.002	0.025	0.006	0.0003	2.91
实施例 7	0.21	0.28	1.28	0.008	0.022	1.25	0.1	0.03	0.15	0.041	0.015	0	0.015	0.02	0.0002	1.40
实施例 8	0.22	0.31	1.08	0.011	0.027	1.32	0	0	0	0.031	0.011	0.001	0.012	0.014	0.0003	1.24
对比例 1	**0.16**	0.14	1.35	0.009	0.031	1.01	0.01	0.02	0.01	0.038	0.013	0.001	0.002	0.013	0.0002	0.70
对比例 2	0.2	0.13	1.29	0.012	0.025	1.36	0.18	0.07	0.1	0.026	0.003	0.002	**0.001**	0.016	0.0002	0.40
对比例 3	0.21	0.27	1.35	0.005	0.014	1.22	0.16	0.06	0.09	0.036	0.014	**0.021**	**0.032**	0.012	0.0003	3.05
对比例 4	**0.23**	0.28	1.33	0.006	0.016	1.13	0.1	0.05	0.11	0.04	0.018	0	**0**	0.017	0.0002	0.36

注：$r_{M/X} = (20 * [Nb]/93 - [V]/51 + [Al]/27)/([N]/14 + [C]/120)$，式中的各化学元素均代入该化学元素的质量百分含量的百分号前面的数值。

表 2.

编号	步骤（1）	步骤（2）			步骤（3）		棒材规格
	冶炼方式	预热段加热温度（℃）	第一加热段温度（℃）	第二加热段温度（℃）	均热段温度（℃）	终锻或终轧温度（℃）	中间坯尺寸	
实施例 1	50kg 真空感应炉上冶炼	700	900	1000	1100	910	-	Φ60mm
实施例 2	150kg 真空感应炉上冶炼	650	950	1100	1200	1000	-	Φ75mm
实施例 3	电炉冶炼	600	980	1200	1220	1000	-	Φ120mm
实施例 4	电炉冶炼	620	950	1150	1200	970	-	Φ90mm
实施例 5	电炉冶炼	600	950	1200	1230	1050	220mm×220mm	Φ50mm
		680	1050	1200	1220	950		
实施例 6	电炉冶炼	680	900	1180	1200	1000	140mm×140mm	Φ20mm
		700	1100	1220	1220	920		
实施例 7	转炉冶炼	620	950	1150	1200	970	-	Φ110mm
实施例 8	转炉冶炼	600	950	1200	1230	1050	260mm×260mm	Φ60mm
		680	1050	1200	1220	950		
对比例 1	电炉冶炼	-	-	-	-	-	-	Φ60mm
对比例 2	电炉冶炼	-	-	-	-	-	-	Φ90mm
对比例 3	50kg 真空感应炉上冶炼	700	900	1000	1100	910	-	Φ60mm
对比例 4	电炉冶炼	600	950	1200	1230	1050	220mm×220mm	Φ50mm
		680	1050	1200	1220	950		

在上表 2 中，实施例 5、实施例 6 和实施例 8 及对比例 4 在本发明上述工艺中的步骤（2）和步骤（3）中有两栏参数，是因为上述三种实施方式在轧制时是将钢坯先轧制到指定的中间坯尺寸，而后再次进行加热和轧制到最终成品尺寸。

将得到的实施例 1-8 的高温渗碳齿轴用钢和对比例 1-4 的对比钢分别取样，并进行模拟渗碳淬火试验、淬透性测试及硬度测试，将所得各实施例和对比例的测试试验结果分别列于表 3 中。

相关模拟渗碳淬火试验、淬透性测试和硬度测试手段，如下所述：

模拟渗碳淬火试验：分别在 940℃保温 5 小时；960℃、980℃和 1000℃保温 4 小时；1020℃保温 3 小时；1050℃保温 2 小时，再进行水淬，然后取样观察各实施例和对比例的组织，并按照标准 ASTM E112 评定其奥氏体晶粒度。

淬透性测试：各实施例钢和对比例钢按照国家标准 GB/T 225 从热轧圆钢上取样、制样，参考 GB/T 5216 进行末端淬透性测试（Jominy 试验），控制正火温度 920±10℃，淬火温度 870±5℃，根据 GB/T 230.2 进行洛氏硬度测试，得到特定位置的硬度值（HRC），比如距离淬火端 9mm 处的硬度，即 J9mm。以上工艺参数也可以协商确定。

表 3 列出了实施例 1-8 的高温渗碳齿轴用钢和对比例 1-4 的对比钢的测试试验结果。

表 3.

编号	940℃x5h 保温条件下的奥氏体晶粒度（级）	960℃x4h 保温条件下的奥氏体晶粒度（级）	980℃x4h 保温条件下的奥氏体晶粒度（级）	1000℃x4h 保温条件下的奥氏体晶粒度（级）	1020℃x3h 保温条件下的奥氏体晶粒度（级）	1050℃x2h 保温条件下的奥氏体晶粒度（级）	J9mm 淬透性（HRC）
实施例 1	7.5	7	6.5	6	5.5	5	39
实施例 2	8	7.5	6	6	5.5	5.5（1）	31
实施例 3	7	7	6	6	5	5	38
实施例 4	7	7	6	6	5.5（1）	5（0）	32
实施例 5	6.5	6.5	6.5	6	5.5（1）	5（0）	33
实施例 6	7	7	6	6	5	5（1）	40
实施例 7	7	7	6.5	6	5（1）	5（0）	39
实施例 8	7.5	6.5	6	5	5（1）	5（0）	38
对比例 1	6	5.5	5.5（1）	5（00）	5.5（1）	4（0）	29
对比例 2	6	6（1）	5（1）	5（0）	5（0）	4（00）	39
对比例 3	7	6.5	5.5	5（00）	5.5（1）	4（0）	41
对比例 4	7	6	5（1）	5（0）	5（0）	4（00）	40

从表 3 中可以看出，本发明所述实施例 1-8 的高温渗碳齿轴用钢经过模拟渗碳淬火试验中的不超过 1000℃的 4 种温度模拟渗碳后，其奥氏体晶粒度都维持在 5~8 级范围内，没有观察到混晶、晶粒异常粗大等现象。且所得钢材的加工性能满足技术要求。其中实施例 1 和实施例 3 在 1040℃加热 2h 后晶粒度为 5 级。

而对比例 2 的对比钢在 960℃的温度下模拟渗碳淬火后观察到了混晶现象（1 级），其中 6(1)表示平均晶粒度为 6 级，而局部区域发生异常粗化为 1 级。继续提高对比例 1、对比例 3 和对比例 4 的模拟渗碳温度至 980℃或者更高温度后，奥氏体晶粒异常长大严重，其中 5.5(1)表示平均晶粒度为 5.5 级，而局部区域发生粗化为 1 级。在对比例 3 中，可见钢中存有 TiN 型夹杂物，对疲劳性能有不利影响。对比例 1 的对比钢淬透性较低，达不到 EN 10084-2008 规定的 20MnCrS5H 高淬透性齿轮钢要求。

综上所述可以看出，本发明所述的高温渗碳齿轴用钢，通过合理的化学成分设计并结合优化工艺，可以获得具有较高温度奥氏体晶粒稳定和较高的淬透性及较窄的淬透性带宽和良好的高温晶粒稳定性，且易于切削，适用于高温渗碳，其代表性位置 J9mm 淬透性均为 30~43HRC，高达 1000℃的高温真空渗碳前后的奥氏体晶粒度保持在 5~8 级。采用该高淬透性齿轴用钢轧制或锻造好的棒材能够有效加工成齿轮，经过高温渗碳等热处理，具有适宜的强韧性，其可以有效应用于汽车用变速箱或新能源车用减速器及差速器等高端零部件中，具有良好的使用前景和价值。

此外，本案中各技术特征的组合方式并不限本案权利要求中所记载的组合方式或是具体实施例所记载的组合方式，本案记载的所有技术特征可以以任何方式进行自由组合或结合，除非相互之间产生矛盾。

还需要注意的是，以上所列举的实施例仅为本发明的具体实施例。显然本发明不局限于以上实施例，随之做出的类似变化或变形是本领域技术人员能从本发明公开的内容直接得出或者很容易便联想到的，均应属于本发明的保护范围。

权 利 要 求 书

1、一种高温渗碳齿轴用钢，其特征在于，包括以质量百分比计的化学成分：C：0.17~0.22%、Si：0.05~0.35%、Mn：0.80~1.40%、S：0.010~0.035%、Cr：0.80~1.40%、Al：0.020~0.046%、N：0.006~0.020%、Nb：0.002~0.030%、V≤0.02%、Ti≤0.01%。

2、根据权利要求 1 所述的高温渗碳齿轴用钢，其特征在于，余量为 Fe 及不可避免的杂质。

3、根据权利要求 1 所述的高温渗碳齿轴用钢，其特征在于，还包括 Ni、Mo 和 Cu 元素中的至少一种，其中，以质量百分比计，Ni≤0.25%、Mo≤0.10%、Cu≤0.20%。

4、根据权利要求 1-3 任一项所述的高温渗碳齿轴用钢，其特征在于，还包括以质量百分比计，P≤0.015%、O≤0.0020%、H≤0.0002%、B≤0.0010%、Ca≤0.003%。

5、根据权利要求 1 所述的高温渗碳齿轴用钢，其特征在于，所述高温渗碳齿轴用钢中 Nb、V、Al、N、C 的元素含量满足关系：微合金元素系数 $r_{M/X}=(20*[Nb]/93-[V]/51+[Al]/27)/([N]/14+[C]/120)$，所述微合金元素系数 $r_{M/X}$ 的范围为 0.5～3.0，式中的各化学元素均代入该化学元素的质量百分含量的百分号前面的数值。

6、根据权利要求 1-3 任一项所述的高温渗碳齿轴用钢，其特征在于，所述高温渗碳齿轴用钢在代表性位置 J9mm 淬透性为 30~43HRC，在高温真空渗碳前后的奥氏体晶粒度保持为 5~8 级。

7、一种权利要求 1~6 中任一项所述的高温渗碳齿轴用钢的制造方法，其特征在于，包括：

冶炼和浇铸；

加热；

锻造或轧制；

精整。

8、根据权利要求 7 所述的高温渗碳齿轴用钢的制造方法，其特征在于，在所述加热步骤中，预热段的加热温度不高于 700℃，第一加热段的温度不高于 980℃，第二加热段的温度为 950~1200℃，均热段的温度为 1050~1250℃。

9、根据权利要求 7 所述的高温渗碳齿轴用钢的制造方法，其特征在于，在所述锻造或轧制步骤中，终锻或终轧温度≥900℃。

10、根据权利要求 7 所述的高温渗碳齿轴用钢的制造方法，其特征在于，所述精整步骤包括剥皮、退火和回火中的至少一种。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/CN2022/087739

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C21D 8/06(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C; C21D

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

CNABS, CNTXT, CNKI, EPODOC, DWPI, SIPOABS: 高温, 渗碳, 齿轮, 钢, 碳, 硅, 锰, 铝, 铬, 钛, 铌, high temperature, carburized gear steel, carburizing gear steel, carbon, silicon, manganese, aluminium, aluminum, chromium, titanium, niobium, C, Si, Mn, Al, Cr, Ti, Nb

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	CN 103361559 A (SHOUGANG GROUP CO., LTD.) 23 October 2013 (2013-10-23) description, paragraphs 0013 and 0026	1-10
X	CN 102560255 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 11 July 2012 (2012-07-11) description, paragraphs 0015 and 0029-0030	1-10
X	CN 111850412 A (SUZHOU ASIA PACIFIC METAL CO., LTD.) 30 October 2020 (2020-10-30) claims 1-3	1-6
A	CN 112322997 A (JIANGSU LIANFENG ENERGY EQUIPMENT CO., LTD.) 05 February 2021 (2021-02-05) entire document	1-10
A	CN 104946991 A (THE CHINESE MECHANICAL ACADEMY OF SCIENCES ZHEJIANG BRANCH CO., LTD.) 30 September 2015 (2015-09-30) entire document	1-10
A	CN 106967925 A (MAGANG (GROUP) HOLDING CO., LTD. et al.) 21 July 2017 (2017-07-21) entire document	1-10

☑ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☑ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
29 June 2022	**11 July 2022**
Name and mailing address of the ISA/CN **China National Intellectual Property Administration (ISA/CN)** **No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao, Haidian District, Beijing 100088, China** Facsimile No. **(86-10)62019451**	Authorized officer Telephone No.

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2007030129 A (MITSUBISHI MATERIALS CORP. et al.) 08 February 2007 (2007-02-08) entire document	1-10
A	JP 2004300472 A (AICHI STEEL WORKS LTD. et al.) 28 October 2004 (2004-10-28) entire document	1-10

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2022/087739

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
CN	103361559	A	23 October 2013	CN	103361559	B	29 June 2016
CN	102560255	A	11 July 2012	CN	102560255	B	08 October 2014
CN	111850412	A	30 October 2020		None		
CN	112322997	A	05 February 2021		None		
CN	104946991	A	30 September 2015		None		
CN	106967925	A	21 July 2017	CN	106967925	B	03 December 2019
JP	2007030129	A	08 February 2007	JP	4706911	B2	22 June 2011
JP	2004300472	A	28 October 2004	JP	4175933	B2	05 November 2008

国际检索报告

国际申请号
PCT/CN2022/087739

A. 主题的分类

C22C 38/02(2006.01)i；C22C 38/04(2006.01)i；C22C 38/06(2006.01)i；C22C 38/26(2006.01)i；C21D 8/06(2006.01)i

按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类

B. 检索领域

检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)

C22C；C21D

包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献

在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称，和使用的检索词（如使用））

CNABS,CNTXT,CNKI,EPODOC,DWPI,SIPOABS：高温，渗碳，齿轮，钢，碳，硅，锰，铝，铬，钛，铌，high temperature，carburized gear steel，carburizing gear steel，carbon，silicon，manganese，aluminium，aluminum，chromium，titanium，niobium，C，Si，Mn，Al，Cr，Ti，Nb

C. 相关文件

类 型*	引用文件，必要时，指明相关段落	相关的权利要求
X	CN 103361559 A (首钢总公司) 2013年10月23日 (2013-10-23) 说明书第0013、0026段	1-10
X	CN 102560255 A (宝山钢铁股份有限公司) 2012年7月11日 (2012-07-11) 说明书第0015、0029-0030段	1-10
X	CN 111850412 A (苏州亚太金属有限公司) 2020年10月30日 (2020-10-30) 权利要求1-3	1-6
A	CN 112322997 A (江苏联峰能源装备有限公司) 2021年2月5日 (2021-02-05) 全文	1-10
A	CN 104946991 A (机械科学研究院浙江分院有限公司) 2015年9月30日 (2015-09-30) 全文	1-10
A	CN 106967925 A (马钢集团控股有限公司 等) 2017年7月21日 (2017-07-21) 全文	1-10
A	JP 2007030129 A (MITSUBISHI MATERIALS CORP等) 2007年2月8日 (2007-02-08) 全文	1-10

☑ 其余文件在C栏的续页中列出。

☑ 见同族专利附件。

* 引用文件的具体类型：

“A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件

“E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利

“L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件，或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件（如具体说明的）

“O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件

“P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件

“T” 在申请日或优先权日之后公布，与申请不相抵触，但为了理解发明之理论或原理的在后文件

“X” 特别相关的文件，单独考虑该文件，认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性

“Y” 特别相关的文件，当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时，要求保护的发明不具有创造性

“&” 同族专利的文件

国际检索实际完成的日期	国际检索报告邮寄日期
2022年6月29日	2022年7月11日
ISA/CN的名称和邮寄地址 中国国家知识产权局(ISA/CN) 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088 传真号 (86-10)62019451	受权官员 聂晓雪 电话号码 62085018

国际检索报告

国际申请号
PCT/CN2022/087739

C. 相关文件

类 型*	引用文件，必要时，指明相关段落	相关的权利要求
A	JP 2004300472 A (AICHI STEEL WORKS LTD等) 2004年10月28日 (2004 - 10 - 28) 全文	1-10

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号
PCT/CN2022/087739

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利			公布日 (年/月/日)
CN	103361559	A	2013年10月23日	CN	103361559	B	2016年6月29日
CN	102560255	A	2012年7月11日	CN	102560255	B	2014年10月8日
CN	111850412	A	2020年10月30日		无		
CN	112322997	A	2021年2月5日		无		
CN	104946991	A	2015年9月30日		无		
CN	106967925	A	2017年7月21日	CN	106967925	B	2019年12月3日
JP	2007030129	A	2007年2月8日	JP	4706911	B2	2011年6月22日
JP	2004300472	A	2004年10月28日	JP	4175933	B2	2008年11月5日