(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 115704074 A
(43)申请公布日 2023.02.17

(21)申请号 202110918937.7

(22)申请日 2021.08.11

(71)申请人 宝山钢铁股份有限公司
地址 201900 上海市宝山区富锦路885号

(72)发明人 王成全 赵四新 高加强 王维 章军 黄宗泽

(74)专利代理机构 上海东信专利商标事务所(普通合伙) 31228
专利代理师 杨丹莉 李丹

(51)Int.Cl.
C22C 38/02(2006.01)
C22C 38/04(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/42(2006.01)
C22C 38/44(2006.01)
C22C 38/48(2006.01)
C22C 38/50(2006.01)
B23P 15/00(2006.01)

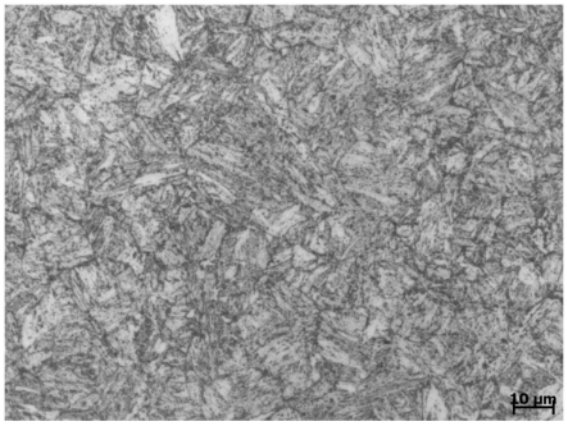
权利要求书2页 说明书14页 附图1页

(54)发明名称

一种矿用链条钢、链条及其制造方法

(57)摘要

本发明公开了一种矿用链条钢，其含有Fe和不可避免的杂质，还含有质量百分含量如下的下述各化学元素：C：0.22～0.35%，Si：0.2～0.8%，Mn：0.8～1.6%，Cr：0.4～0.9%，Ni：1.0～1.8%，Mo：0.3～0.8%，Cu：0.1～0.3%，Al：0.005～0.03%，Nb：0.005～0.1%，Ti：0.008～0.1%，N：0.003～0.01%。相应地，本发明还公开了上述矿用链条钢的制造方法，其包括步骤：(1)冶炼和铸造；(2)轧制：采用一火成材工艺或两火成材工艺将铸锭加工成成品尺寸；(3)编环焊接；(4)等温淬火热处理：其中加热温度为860～1000℃，保温时间为1～4h，等温淬火温度为250～450℃，保温时间为0.1～1h，然后空冷至室温。本发明所述的矿用链条钢不仅具有较高的强度，还具有优良的韧塑性匹配，其焊接性能和耐腐蚀性能优异，其应用前景十分广阔。



CN 115704074 A

1.一种矿用链条钢,其含有Fe和不可避免的杂质,其特征在于,还含有质量百分含量如下的下述各化学元素:

C:0.22～0.35%,Si:0.2～0.8%,Mn:0.8～1.6%,Cr:0.4～0.9%,Ni:1.0～1.8%,Mo:0.3～0.8%,Cu:0.1～0.3%,Al:0.005～0.03%,Nb:0.005～0.1%,Ti:0.008～0.1%,N:0.003～0.01%。

2.如权利要求1所述的矿用链条钢,其特征在于,其各化学元素质量百分含量为:

C:0.22～0.35%,Si:0.2～0.8%,Mn:0.8～1.6%,Cr:0.4～0.9%,Ni:1.0～1.8%,Mo:0.3～0.8%,Cu:0.1～0.3%,Al:0.005～0.03%,Nb:0.005～0.1%,Ti:0.008～0.1%,N:0.003～0.01%;余量为Fe和不可避免的杂质。

3.如权利要求1或2所述的矿用链条钢,其特征在于,其满足5≤(Ti+0.5Nb)/N≤15。

4.如权利要求1或2所述的矿用链条钢,其特征在于,在不可避免的杂质中,P≤0.015%,S≤0.01%,O≤0.0015%,H≤0.00015%。

5.如权利要求1或2所述的矿用链条钢,其特征在于,其奥氏体稳定系数S_A≥6.5,其中S_A=22×C+0.31×Mn+Ni+Cu。式中各化学元素代入其质量百分含量的百分号之前的数值。

6.如权利要求1或2所述的矿用链条钢,其特征在于,其耐候指数I≥7.0,其中I=26.01×Cu+3.88×Ni+1.20×Cr+1.49×Si+17.28×P-7.29×Cu×Ni-9.10×Ni×P-33.39×Cu^2,式中各化学元素代入其质量百分含量的百分号之前的数值。

7.如权利要求1或2所述的矿用链条钢,其特征在于,其微观组织为回火马氏体+残余奥氏体。

8.如权利要求7所述的矿用链条钢,其特征在于,其中残余奥氏体的体积比例为10～20%。

9.如权利要求8所述的矿用链条钢,其特征在于,其经过预拉伸处理后的残余奥氏体的体积比例≤10%。

10.如权利要求1或2所述的矿用链条钢,其特征在于,其性能满足:屈服强度Rp0.2≥1100MPa,抗拉强度Rm≥1250MPa,延伸率A≥13%,断面收缩率Z≥50%,室温冲击功AKV≥70J。

11.如权利要求1或2所述的矿用链条钢,其特征在于,其焊接后焊缝的性能满足:屈服强度Rp0.2≥1100MPa,抗拉强度Rm≥1250MPa,延伸率A≥12%,断面收缩率Z≥50%,室温冲击功AKV≥35J。

12.如权利要求1-11中任意一项所述的矿用链条钢的制造方法,其特征在于,其包括步骤:

(1)冶炼和铸造;

(2)轧制:采用一火成材工艺或两火成材工艺将铸锭加工成成品尺寸;

(3)编环焊接;

(4)等温淬火热处理:其中加热温度为860～1000℃,保温时间为1～4h,等温淬火温度为250～450℃,保温时间为0.1～1h,然后空冷至室温。

13.如权利要求12所述的制造方法,其特征在于,在步骤(2)中,当采用一火成材工艺时,控制锭坯加热温度为1130～1250℃,保温时间为3～12h;开轧温度≥1050℃,终轧温度≥850℃。

14.如权利要求12所述的制造方法，其特征在于，在步骤(2)中，当采用两火成材工艺时，控制锭坯加热温度为1130～1250℃，保温时间为3～12h，开轧温度≥1050℃，终轧温度≥850℃；中间坯加热温度为1100～1200℃，保温时间为3～10h；中间坯开轧温度≥1030℃，终轧温度≥830℃。

15.如权利要求12所述的制造方法，其特征在于，在步骤(1)中，采用模铸或连铸浇铸成锭坯；其中当采用模铸时，锭模烘烤温度≥180℃；当采用连铸时，中间包烘烤温度≥1050℃，烘烤时间≥4h；完成铸造的铸锭缓冷时间≥24h。

16.一种链条的制造方法，其特在在于，其包括如权利要求12-15中任意一项所述的矿用链条钢的制造方法，此外还包括步骤(5)预拉伸，以制得成品链条。

一种矿用链条钢、链条及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种钢材及其制造方法，尤其涉及一种链条钢及其制造方法。

背景技术

[0002] 矿用圆环链是应用于煤矿井下机械化采煤的重要部件，其主要作为刮板输送机、刮板转载机、采煤机和刨煤机上的传动链，可以起到传动的作用。在实际使用过程中，矿用圆环链需要具有较高的强度和韧性、抗疲劳性能和耐磨损等性能，以确保能够正常使用；同时，由于煤矿工作环境多为潮湿、腐蚀性物质多的地下，因此通常还需要矿用圆环链具有较好的耐腐蚀性能。

[0003] 在现有技术中，煤矿行业普遍采用的矿用圆环链钢通常为“GB/T 10560-2017矿用焊接圆环链用钢”中的矿链用钢牌号，其中高强度矿用圆环链钢主要以23MnNiMoCr54钢(简称54钢)等牌号应用最为广泛。

[0004] 目前，针对实际应用中的需求，国内各大钢厂也根据下游用户不同需求开发了一系列高强度矿用链条用钢。

[0005] 例如：公开号为CN110714164A，公开日为2020年1月21日，名称为“一种高品质煤矿链环用Cr54钢及其生产方法”的中国专利文献公开了一种高品质煤矿链环用54钢，其通过引入碳当量、冷裂纹敏感系数、热裂纹敏感系数，以保证链条钢的焊接性能，提高链条钢的抗冷、热脆性。

[0006] 又例如：公开号为CN104532143A，公开日为2015年4月22日，名称为“一种矿用大规格、高强度链条钢及其制备方法”的中国专利文献公开了一种改进型矿用大规格链条钢，其直径为40～100mm，屈服强度≧980MPa，抗拉强度为≧1180MPa，延伸率≧13％，断面收缩率≧50％，室温夏比冲击功>100J。

[0007] 此外，还有部分专利文献在54钢的成分基础上对钢材进行了优化，如公开号为CN111101078A，公开日为2020年5月5日，名称为“一种无镍高强度矿用圆环链钢及其生产方法”的中国专利文献公开了一种不含Ni元素的高强度矿用圆环链钢，通过降低贵金属元素Ni合金含量，提高C、Si、Cr、Mo合金元素含量，在保证力学性能的前提下，大幅度降低了生产成本。

[0008] 参阅上述现有专利文献，并结合目前诸多改进方案，我们不难发现本领域研究人员主要通过成分优化设计，制备较高强度的矿用链条钢，以提高采用矿用链条钢制得的矿用链条的耐磨损性能，使其获得较高的使用寿命。

[0009] 众所周知，矿用链条主要分为矿用圆环链和矿用紧凑链两种，矿用圆环链由每个焊接环连接而成，几何尺寸完全一致。矿用紧凑链由焊接平环和锻造立环组成，平环的尺寸、型式与矿用圆环链一致，立环的两侧扁平，外宽尺寸小于矿用圆环链。链条的制造过程主要包括圆钢下料、编环、焊接、热处理、预拉伸等过程。编环主要是将规定长度的棒料在相应模具上进行弯曲成型，使其达到待焊链环的工艺尺寸和形状要求；焊接主要采用闪光焊将编好的链环焊接成环；热处理主要是通过淬回火工艺使链条具备高强度、高韧性、耐磨

损、耐腐蚀等即复杂又矛盾的综合力学性能，以及显微组织和硬度等较严格的要求。完成热处理后的链条经过预拉伸后可以使链环的形状更对称、结构更合理，能有效地对链条的尺寸进行控制，使链环尺寸符合标准要求，保证了链条段长总长及配对公差的尺寸要求。

[0010] 但需要注意的是，在实际应用过程中，煤矿井下多为潮湿的工作环境，高强度矿用链条在使用过程中不可避免的受到环境腐蚀影响，而且高强矿用链条存在较高应力，对应力腐蚀也比较敏感，使用中极易造成腐蚀疲劳断裂(多则几个月，少则几天即发生频繁低负荷脆性断裂)，使矿用链条早期失效。

[0011] 基于此，本发明期望获得一种新的矿用链条钢，该矿用链条钢综合性能优异，其不仅具有较高的强度，还具有优良的韧塑性匹配，其焊接性能和耐腐蚀性能优异，能够很好地解决现有矿链所存在的因强度、韧塑性、焊接性能及耐腐蚀性不匹配而影响使用寿命的问题。

发明内容

[0012] 本发明的目的之一在于提供一种矿用链条钢，该矿用链条钢不仅具有良好的强韧性，还具有良好的耐腐蚀性、耐磨性和抗疲劳性能。该矿用链条钢在制成链条并经过预拉伸后，可以得到更高的强塑性匹配，其可以很好地解决现有矿链所存在的因强度、韧塑性、焊接性能及耐腐蚀性不匹配而影响使用寿命的问题。

[0013] 为了实现上述目的，本发明提出了一种矿用链条钢，其含有Fe和不可避免的杂质，还含有质量百分含量如下的下述各化学元素：

[0014] C:0.22～0.35%，Si:0.2～0.8%，Mn:0.8～1.6%，Cr:0.4～0.9%，Ni:1.0～1.8%，Mo:0.3～0.8%，Cu:0.1～0.3%，Al:0.005～0.03%，Nb:0.005～0.1%，Ti:0.008～0.1%，N:0.003～0.01%。

[0015] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其各化学元素质量百分含量为：

[0016] C:0.22～0.35%，Si:0.2～0.8%，Mn:0.8～1.6%，Cr:0.4～0.9%，Ni:1.0～1.8%，Mo:0.3～0.8%，Cu:0.1～0.3%，Al:0.005～0.03%，Nb:0.005～0.1%，Ti:0.008～0.1%，N:0.003～0.01%；余量为Fe和不可避免的杂质。

[0017] 在本发明所述的矿用链条钢中，各化学元素的设计原理如下所述：

[0018] C:在本发明所述的矿用链条钢中，C是确保钢材强度所必须的元素，提高钢中的C含量将增加钢的非平衡组织转变能力，从而显著提高钢的强度。当钢中C含量高于0.22%时，有利于在室温下保留一定体积分数的残余奥氏体协调变形，从而使钢具有良好的强韧性。不过，对于本技术方案来说，钢中C元素含量不宜过高，过高的C含量对钢的塑性、韧性均会产生不利影响，而且会显著增加材料的碳当量，恶化钢材的焊接性能。基于此，在本发明所述的矿用链条钢中，控制C元素的质量百分含量在0.22～0.35%之间。

[0019] Si:在本发明所述的矿用链条钢中，Si的主要作用是降低C在铁素体的中扩散能力，进而起到抑制渗碳体析出的作用。此外，钢中添加适量的Si元素还能提高冷却过程中奥氏体的稳定性，避免形成粗大的碳化物。但需要注意的是，钢中Si元素含量不宜过高，当钢中Si元素含量过高时，会增加钢的脆性。基于此，在本发明所述的矿用链条钢中，将Si元素的质量百分含量控制在0.2～0.8%之间。

[0020] Mn:在本发明所述的矿用链条钢中，添加适量的Mn不仅可以提高钢中奥氏体的稳

定性，同时还能提高钢的淬透性。此外，在本发明中，Mn还可以通过固溶强化，提高钢中马氏体的强度，从而提高钢材强度。但需要注意的是，钢中Mn元素含量同样不宜过高，当钢中Mn元素含量过高时，会使得淬火加热奥氏体晶粒容易长大，且能促进有害元素在晶界偏聚。基于此，在本发明所述的矿用链条钢中，将Mn元素的质量百分含量控制在0.8～1.6％之间。

[0021] Cr：在本发明所述的矿用链条钢中，添加适量的Cr元素可以提高钢材的淬透性，形成硬化的马氏体组织，有利于提高钢的强度。此外，Cr的碳化物可以起到减慢焊接接头处热影响区晶粒长大的作用，其对于矿链的焊接组织非常有利。钢中添加适量的Cr和Ni有利于提高钢的耐腐蚀性能。但需要注意的是，钢中Cr元素含量不宜过高，当钢中Cr元素含量过高时，在热处理过程中生成碳化物会大量消耗钢中的C元素，不利于残余奥氏体的形成，而且大量碳化物会在晶界聚集降低材料的韧性并且显著增加碳当量，从而降低链条钢的焊接性能。基于此，在本发明所述的矿用链条钢中，将Cr元素的质量百分含量控制在0.4～0.9％之间。

[0022] Ni：在本发明所述的矿用链条钢中，Ni是奥氏体形成元素，其能够以固溶形式存在于钢中，Ni元素可以与Cr元素配合使用时，进而显著提高钢的淬透性。钢中添加适量的Ni可以降低共析点的含C量，增加珠光体的体积分数，有利于提高钢的强度。此外，Ni对焊接性能的影响较小，但Ni是贵重合金元素，因此，钢中不宜添加过量的Ni。基于此，为了确保较低的生产成本，在本发明所述的矿用链条钢中，将Ni元素的质量百分含量控制在1.0～1.8％之间。

[0023] Mo：在本发明所述的矿用链条钢中，Mo主要以固溶形式存在于钢中，其可以起到固溶强化效果，有利于提高钢的淬透性，使钢在淬火过程中形成马氏体。但钢中不宜添加过量的Mo，当钢中Mo元素添加过多时，会显著提高材料的碳当量，从而不利于链条钢的闪光焊接性能，且Mo是贵重合金元素，Mo元素添加过多会导致生产成本上升。基于此，在本发明所述的矿用链条钢中，将Mo元素的质量百分含量控制在0.3～0.8％之间。

[0024] Cu：在本发明所述的矿用链条钢中，添加适量的Cu元素可以显著提高钢材的耐腐蚀性能，降低钢材的氢致裂纹敏感性。但需要注意的是，过高的Cu含量不利于钢材的焊接性能，而且也易产生铜脆现象，恶化钢材的表面性能。因此，在本发明所述的矿用链条钢中，将Cu元素的质量百分含量控制在0.1～0.3％之间。

[0025] Al：在本发明所述的矿用链条钢中，Al元素主要可以起到脱氧和固氮的作用，Al元素可以与N元素结合形成AlN，AlN可以有效细化晶粒。但需要注意的是，钢中Al元素含量不宜过高，当钢中Al元素含量过高时，不仅会影响钢的浇注性能，而且还会损害钢的韧性。因此，在本发明所述的矿用链条钢中，将Al元素的质量百分含量控制在0.005～0.03％之间。

[0026] Nb：在本发明所述的矿用链条钢中，Nb作为强碳化物形成元素，钢中添加适量的Nb元素可以起到对钢再结晶的抑制作用，从而有效细化晶粒，提高焊接焊缝质量。但需要注意的是，钢中Nb元素含量同样不宜过高，当钢中Nb元素含量过高时，在高温回火条件下会形成粗大的NbC颗粒，使组织细化的功能减弱，且会恶化钢材的冲击性能。因此，在本发明所述的矿用链条钢中，将Nb元素的质量百分含量控制在0.005～0.1％之间。

[0027] Ti：在本发明所述的矿用链条钢中，钢中添加适量的Ti元素可以形成细小的Ti(C,N)析出相，Ti(C,N)在链条钢闪光焊接过程中可以有效防止组织粗化，提高焊缝焊接质量。但钢中Ti元素含量同样不宜过高，当钢中Ti元素含量过高时，在冶炼过程中会形成粗大的

带棱角的TiN颗粒，降低钢材的冲击韧性和疲劳性能。因此，在本发明所述的矿用链条钢中，将Ti元素的质量百分含量控制在0.008～0.1％之间。

[0028] N：在本发明所述的矿用链条钢中，N为奥氏体形成元素，同时也是MX型析出物形成元素。N元素在钢中可以与Ti元素形成TiN粒子，从而有效细化组织，防止矿用链条钢在焊接过程中组织粗化，提高焊接质量。需要注意的是，N元素不宜过多添加，过高含量的N元素会导致TiN过早析出长大，降低组织细化的效果，且大颗粒的TiN具有尖锐的棱角，会降低矿用链条钢的冲击韧性和疲劳性能。因此，在本发明所述的矿用链条钢中，将N元素的质量百分含量控制在0.003～0.01％之间。

[0029] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其满足5≤(Ti+0.5Nb)/N≤15。

[0030] 在本发明的上述技术方案中，为了获得更优的性能，本发明所述的矿用链条在控制单一化学元素质量百分含量的同时，还可以进一步地控制Ti、Nb和N元素的质量百分含量满足：5≤(Ti+0.5Nb)/N≤15。式中Ti、Nb和N均分别代入对应元素的质量百分含量的百分号之前的数值。

[0031] 需要说明的是，焊接时的焊缝位置是链条的薄弱环节，而焊缝位置的力学性能又能直接影响整根链条的性能。为了防止本发明所述的矿用链条钢在焊接时的熔融焊接位置产生组织粗化，降低焊缝位置的焊接质量，本发明采用了Nb+Ti元素复合细化组织的方式，在钢中形成高温下不易溶解的细小碳氮化物颗粒，以抑制焊接位置的组织粗化，提高焊缝质量。

[0032] Nb元素细化组织的效果虽然比Ti元素明显，但含Ti元素颗粒在高温下溶解温度比含Nb元素粒子高，因此，在本发明钢中，未来充分发挥Ti、Nb元素形成的颗粒在本发明矿用链条钢进行焊接过程时的不同作用，在加热阶段主要靠Nb和Ti元素粒子细化组织，在焊接阶段，主要靠Ti元素粒子来细化焊缝位置的组织；通过Ti和Nb元素的共同作用，可以保证本发明所述的矿用链条钢在焊接时的熔融焊接位置具有良好的焊接质量。发明人经过大量研究后发现，在控制钢中Nb、Ti、N元素单一化学元素质量百分含量的的同时，进一步优选地控制Ti、Nb和N元素的质量百分含量满足：5≤(Ti+0.5Nb)/N≤15，可以保证本发明矿用链条钢在焊接过程中具有较好的焊接质量，以确保焊缝位置具有优异的综合性能。

[0033] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，在不可避免的杂质中，P≤0.015％，S≤0.01％，O≤0.0015％，H≤0.00015％。

[0034] 在上述技术方案中，P元素、S元素、O元素和H元素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矿用链条钢，应尽可能降低材料中杂质元素的含量。

[0035] 在本发明所述的矿用链条钢中，P元素和S元素均是钢中不可避免的有害杂质元素，且均会恶化钢的性能，虽然P可以提高钢的耐腐蚀性能，但总体而言，其副作用更大，因此在本发明中控制P元素满足P≤0.015％，控制S元素满足S≤0.01％。

[0036] 此外，在本发明中，杂质元素O可以与钢中的Al等脱氧元素形成氧化物以及复合物夹杂等，不利于钢材的性能，因此在本发明中控制O元素满足O≤0.0015％。另外，在本发明中，杂质元素H会在钢中缺陷处聚集，尤其是抗拉强度超过1000MPa的高强钢中，对H含量比较敏感，会发生氢致延迟断裂导致链条早期失效，因此在本发明中控制H元素满足H≤0.00015％。

[0037] 当然，在一些其他的实施方式中，钢中还可能存在其它有害元素，例如：As、Pb、Sn、Sb、Bi等元素，在国家法律法规和标准的要求下，应尽可能降低这些有害元素的含量。

[0038] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其奥氏体稳定系数S_A≥6.5，其中S_A＝22×C+0.31×Mn+Ni+Cu。式中各化学元素代入其质量百分含量的百分号之前的数值。

[0039] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其耐候指数I≥7.0，其中I＝26.01×Cu+3.88×Ni+1.20×Cr+1.49×Si+17.28×P-7.29×Cu×Ni-9.10×Ni×P-33.39×Cu^2，式中各化学元素代入其质量百分含量的百分号之前的数值。

[0040] 在本发明所述的技术方案中，奥氏体稳定系数S_A有利于在等温淬火热处理过程中保留钢中一定含量的残余奥氏体，由于奥氏体具有良好的协调变形能力，可以显著改善本发明矿用链条钢的塑性和韧性。

[0041] 发明人通过大量试验证实，奥氏体稳定系数S_A≥6.5，可以使钢材在等温淬火热处理后保留一定含量的残余奥氏体，形成回火马氏体+残余奥氏体的混合组织，制成矿用链在经过预拉伸后，钢中不稳定的残余奥氏体可以通过形变诱导马氏体相变效应转变为马氏体组织，从而再次提高钢的强度和耐磨性。其中，当残余奥氏体含量过低时，无法在钢中发挥协调变形的作用；当残余奥氏体含量过高时，尽管有利于韧塑性提高，但同时也会导致钢材的强度降低。

[0042] 此外，在本发明所述的矿用链条钢中，为了确保钢材获得良好的耐环境腐蚀能力，可以优选地控制本发明所述矿用链条钢的耐候指数I≥7.0，从而确保本发明矿用链条钢在使用过程中不容易发生腐蚀断裂，提高链条的使用寿命。

[0043] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其等温淬火热处理后的微观组织为回火马氏体+残余奥氏体。

[0044] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其中残余奥氏体的体积比例为10～20％。

[0045] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其经过预拉伸处理后的残余奥氏体的体积比例≤10％。

[0046] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其性能满足：屈服强度Rp0.2≥1100MPa，抗拉强度Rm≥1250MPa，延伸率A≥13％，断面收缩率Z≥50％，室温冲击功AKV≥70J。

[0047] 进一步地，在本发明所述的矿用链条钢中，其焊接后焊缝的性能满足：屈服强度Rp0.2≥1100MPa，抗拉强度Rm≥1250MPa，延伸率A≥12％，断面收缩率Z≥50％，室温冲击功AKV≥35J。

[0048] 相应地，本发明的另一目的在于提供一种矿用链条钢的制造方法，该制造方法生产简单，所获得的矿用链条钢具有较高的强度，还具有优良的韧塑性匹配，其焊接性能和耐腐蚀性能优异，其屈服强度Rp0.2≥1100MPa，抗拉强度Rm≥1250MPa，延伸率A≥13％，断面收缩率Z≥50％，室温冲击功AKV≥70J。

[0049] 为了实现上述目的，本发明提出了上述的矿用链条钢的制造方法，其包括步骤：

[0050] (1)冶炼和铸造；

[0051] (2)轧制：采用一火成材工艺或两火成材工艺将铸锭加工成成品尺寸；

[0052] (3)编环焊接；

[0053] (4)等温淬火热处理:其中加热温度为860～1000℃,保温时间为1～4h,等温淬火温度为250～450℃,保温时间为0.1～1h,然后空冷至室温。

[0054] 在本发明中,发明人通过对合金元素的合理设计并配合优化制造工艺,充分利用各种合金元素及矿用链条的加工工艺过程对微观组织的影响,精确控制本发明矿用链条钢的显微组织。钢材经等温淬火热处理后,形成了回火马氏体和一定量残余奥氏体的混合组织,这种混合组织在后续矿用链条钢进行预拉伸操作时,钢中不稳定的残余奥氏体可以通过形变诱导马氏体相变效应转变为马氏体组织,使链条钢具有回火马氏体+马氏体+残余奥氏体的多相组织,从而使本发明的矿用链条钢兼具较高的强度和韧塑性匹配,并具有良好的耐腐蚀性、耐磨性及抗疲劳性能等。

[0055] 在本发明上述制造方法的步骤(1)中,冶炼操作可以采用电炉或转炉进行冶炼,并经过LF及VD或RH真空精炼处理,在化学成分满足本发明设计要求后可以出钢进行铸造。相应地,在铸造过程中,可以采用模铸或连铸工艺浇铸成锭坯,当采用模铸时,可以控制锭模烘烤温度≥180℃;当采用连铸时,可以控制中间包烘烤温度≥1050℃,控制烘烤时间≥4h;控制完成铸造的铸锭缓冷时间≥24h。

[0056] 相应地,在本发明上述制造方法的步骤(2)中,在轧制过程中,可以采用一火成材工艺或两火成材工艺将铸锭加工成成品尺寸,成品尺寸规格范围可以为Φ26～100mm。其中,一火成材工艺是指在铸造锭坯锻造或轧制过程中,直接将锭坯锻造或轧制成最终成品尺寸;两火成材工艺指先将锭坯锻造或轧制到指定的中间坯尺寸,再将中间坯进行加热和轧制到最终成品尺寸。

[0057] 此外,在上述步骤(2)中,可以控制钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制,轧制后可以采用空冷或缓冷。

[0058] 需要说明的是,在本发明上述制造方法中,在步骤(3)中需要编环焊接,其可以将裁剪成定尺长度圆钢在编结机上编成单环后采用闪光焊接方式焊成完整圆环。

[0059] 在本发明中,本发明所述的制造方法对步骤(4)的等温淬火热处理进行了优化设计。在步骤(4)中,矿用链条钢经过等温淬火热处理工序后,基体组织从高温下的奥氏体组织转变为回火马氏体组织,同时由于本发明矿用链条钢中的奥氏体稳定系数较高,利用Si、Mn等元素对扩散相变的抑制作用,将部分奥氏体并保留到室温,从而形成回火马氏体+残余奥氏体混合组织。

[0060] 发明人经过大量试验研究后发现,等温淬火热处理后,控制钢中残余奥氏体含量在10～20%之间。经过预拉伸试验后,钢中的残余奥氏体能够部分转变为马氏体,预拉伸处理后的残余奥氏体的体积比例≤10%,可以再次提高钢的强度和硬度,使本发明的矿用链条钢获得极佳的强塑性匹配。

[0061] 在本发明所述矿用链条钢中,优选控制奥氏体稳定系数S_A≥6.5,可以使钢在等温淬火热处理时形成回火马氏体+一定含量的残余奥氏体的混合组织,其中残余奥氏体含量10～20%;矿用链条钢在预拉伸后可以形成回火马氏体+马氏体+残余奥氏体的混合组织,其中残余奥氏体含量≤10%。

[0062] 本发明所述的矿用链条钢控制微合金元素含量及元素配比,可以使钢具有良好的焊接性能,防止矿链焊缝性能不良;优选控制耐候指数I≥7.0,可以显著提高钢的耐腐蚀性能,防止腐蚀开裂,提高矿链的使用寿命。

[0063] 进一步地，在本发明所述的制造方法中，在步骤(2)中，当采用一火成材工艺时，控制锭坯加热温度为1130～1250℃，保温时间为3～12h；开轧温度≥1050℃，终轧温度≥850℃。

[0064] 在本发明上述技术方案中，当采用一火成材工艺时，可以控制锭坯加热温度为1130～1250℃，保温时间为3～12h。且在实际操作过程中，加热温度每提高20℃，对应的保温时间可以减少1～2h，以防止晶粒过于粗大和过氧化。

[0065] 进一步地，在本发明所述的制造方法中，在步骤(2)中，当采用两火成材工艺时，控制锭坯加热温度为1130～1250℃，保温时间为3～12h，开轧温度≥1050℃，终轧温度≥850℃；中间坯加热温度为1100～1200℃，保温时间为3～10h；中间坯开轧温度≥1030℃，终轧温度≥830℃。

[0066] 相应地，在本发明上述技术方案中，当采用两火成材工艺时，可以控制锭坯加热温度为1130～1250℃，保温时间为4～10h，且加热温度每提高20℃，对应的保温时间可减少1～2h，以防止晶粒过于粗大和过氧化。

[0067] 进一步地，在本发明所述的制造方法中，在步骤(1)中，采用模铸或连铸浇铸成锭坯；其中当采用模铸时，锭模烘烤温度≥180℃；当采用连铸时，中间包烘烤温度≥1050℃，烘烤时间≥4h；完成铸造的铸锭缓冷时间≥24h。

[0068] 此外，本发明的又一目的在于提供一种链条的制造方法，采用该制造方法可以有效将本发明所述的矿用链条钢制成链条。

[0069] 为了实现上述目的，本发明提出了一种链条的制造方法，其包括本发明上述的高强度矿用链条钢的制造方法，此外还包括步骤(5)预拉伸，以制得链条。

[0070] 在本发明的上述技术方案中，利用本发明所述的高强度矿用链条钢制成矿用圆环链，在等温淬火热处理后进行预拉伸，钢中部分不稳定的残余奥氏体通过应变诱导马氏体相变(TRIP效应)的形成马氏体组织，提升矿用链的强度和耐磨性。

[0071] 在本发明中，预拉伸处理后的矿用链条钢的残余奥氏体的体积比例≤10％，其在服役过程中，经过拉伸变形或摩擦磨损时，可以协调变形从而使钢具有良好的塑性，同时钢中的残余奥氏体在变形过程中还能够诱发马氏体相变，提高钢的强度和硬度，使链条具有较好的耐磨损性能，大幅提高矿链的使用寿命。

[0072] 本发明所述的矿用链条钢、链条及其制造方法相较于现有技术具有如下所述的优点以及有益效果：

[0073] 在本发明所述的矿用链条钢中，采用了合理的化学成分设计并配合优化制造工艺，其通过对钢中的C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo等强化元素进行优化设计，结合利用了Si、Mn元素对扩散性相变的抑制作用，并通过合理的等温淬火热处理工艺，可以控制钢的微观组织为回火马氏体+一定含量残余奥氏体混合组织；结合后续链条制造过程的预拉伸工序，可以促使钢中的残余奥氏体部分发生形变诱导马氏体相变，以使本发明矿用链条钢获得优良的强塑性和强韧性匹配。

[0074] 而且，钢中残余的奥氏体在链条服役使用或变形过程中还能够进一步通过形变诱发马氏体相变，进一步提高矿用链条的破断应力，使矿用链条具有较好的耐磨损性能，大幅提高矿链的使用寿命。

[0075] 此外，需要说明的是，在一些优选的实施方式中，本发明在化学元素设计时，通过

控制微合金元素Nb、Ti、N配比来改善链条钢焊接过程中的组织粗化，从而可以有效降低高合金含量导致碳当量升高对焊接质量的不利影响，以使本发明矿用链条钢能够获得较好的焊接性能。相应地，在某些优选的实施方式中，本发明还可以进一步地控制奥氏体稳定系数S_A和耐候指数I的数值。

[0076] 相应地，在制造过程中，本发明所述的矿用链条钢在锻造或轧制过程中，可以采用一火成材工艺或两火成材工艺将铸锭加工成成品尺寸，其化学成分以及工艺设计合理，工艺窗口宽松，生产制造方便，可以实现批量商业化生产。

附图说明

[0077] 图1为实施例1的矿用链条钢经热处理后在1000倍光学显微镜下的微观组织照片。

[0078] 图2为实施例1的矿用链条钢经预拉伸后在1000倍光学显微镜下的微观组织照片。

具体实施方式

[0079] 下面将结合具体的实施例对本发明所述的矿用链条钢、链条及其制造方法做进一步的解释和说明，然而该解释和说明并不对本发明的技术方案构成不当限定。

[0080] 实施例1-6和对比例1-2

[0081] 实施例1-6的矿用链条钢均采用以下步骤制得：

[0082] (1)按照下述表1-1和表1-2所示的化学成分进行冶炼和连铸获得板坯。冶炼可以采用电炉或转炉冶炼，并经过LF精炼及VD或RH真空处理，成分满足要求后出钢，而后可以采用模铸或连铸浇铸成锭坯，控制完成铸造的铸锭缓冷时间≥24h；其中当采用模铸时，控制锭模烘烤温度≥180℃；当采用连铸时，控制中间包烘烤温度≥1050℃，控制烘烤时间≥4h。

[0083] (2)锻造或轧制：采用一火成材工艺或两火成材工艺将铸锭加工成成品尺寸，成品尺寸规格范围可以为Φ26～100mm。其中，当采用一火成材工艺时，控制锭坯加热温度为1130～1250℃，控制保温时间为3～12h；控制开轧温度≥1050℃，控制终轧温度≥850℃；当采用两火成材工艺时，控制锭坯加热温度为1130～1250℃，控制保温时间为3～12h，控制开轧温度≥1050℃，控制终轧温度≥850℃；控制中间坯加热温度为1100～1200℃，控制保温时间为3～10h；控制中间坯开轧温度≥1030℃，控制终轧温度≥830℃。

[0084] (3)编环焊接：将裁剪成定尺长度圆钢在编结机上编成单环后采用闪光焊接方式焊成完整圆环。

[0085] (4)等温淬火热处理：控制将矿链链环的加热温度为860～1000℃，保温时间为1～4h，等温淬火温度为250～450℃，保温时间为0.1～1h，然后空冷至室温。

[0086] 由此，采用上述步骤(1)-步骤(4)制得实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢材后，可以进一步地将上述钢材经过下述步骤(5)的操作，以制得各实施例和对比例钢材对应的链条：

[0087] (5)预拉伸：将等温淬火热处理后的链条按照“GB/T 12718—2009矿用高强度圆环链”中相关产品标准进行预拉伸试验，拉伸力按照相关直径规格产品标准确定，其中，D级链为800N/mm^2，在试验应力下的最大变形量为1.9％。

[0088] 在本发明中，实施例1-6的矿用链条钢的化学成分设计以及相关工艺均满足本发明设计规范要求。相应地，对比例1-2的对比钢材属于自不同厂家的成品钢材，其化学成分

设计可以参见下述表1-1和表1-2。

[0089] 对比例1-2的对比钢材虽然也采用上述工艺流程制得，但对比例1-2的化学成分设计均存在不满足本发明设计规范要求的参数。

[0090] 表1-1和表1-2列出了实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢材的各化学元素的质量百分配比。

[0091] 表1-1.(wt.%，余量为Fe和除P、S、O和H以外的其他不可避免的杂质)

[0092]

编号	化学元素														
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Nb	N	O	H
实施例 1	0.23	0.25	1.21	0.011	0.006	0.45	1.01	0.61	0.18	0.023	0.051	0.022	0.0051	0.0011	0.00015
实施例 2	0.28	0.41	0.96	0.005	0.004	0.6	1.55	0.32	0.11	0.016	0.025	0.097	0.0082	0.0013	0.0001
实施例 3	0.25	0.57	1.42	0.009	0.003	0.85	1.78	0.58	0.22	0.03	0.095	0.007	0.0078	0.0009	0.00014
实施例 4	0.31	0.78	1.58	0.008	0.005	0.75	1.35	0.41	0.12	0.025	0.009	0.095	0.0093	0.0008	0.00015
实施例 5	0.34	0.21	0.85	0.011	0.002	0.55	1.25	0.77	0.24	0.026	0.065	0.031	0.0057	0.0012	0.00012
实施例 6	0.22	0.66	1.31	0.01	0.002	0.5	1.12	0.54	0.18	0.008	0.027	0.038	0.0034	0.0015	0.00011
对比例 1	0.25	**0.15**	1.3	0.008	0.006	0.55	**0.98**	0.56	0.11	0.027	**0.001**	**0.003**	0.0086	0.0012	**0.0002**
对比例 2	0.22	0.2	1.25	0.01	0.008	0.51	**0.95**	0.54	**0.03**	0.03	**0.003**	**0.003**	0.0067	**0.0018**	**0.0018**

[0093] 表1-2.

[0094]

编号	S_A	(Ti+0.5Nb)/N	I
实施例1	6.63	12.16	7.19
实施例2	8.12	8.96	8.57
实施例3	7.94	12.63	10.04
实施例4	8.78	6.08	8.80
实施例5	9.23	14.12	8.02
实施例6	6.55	13.53	8.13
对比例1	6.99	0.29	6.42
对比例2	6.21	0.67	5.22

[0095] 注：上表中，“S_A=22×C+0.31×Mn+Ni+Cu”；“I=26.01×Cu+3.88×Ni+1.20×Cr+1.49×Si+17.28×P-7.29×Cu×Ni-9.10×Ni×P-33.39×Cu^2”；“(Ti+0.5Nb)/N”，上述式子中的各个化学元素均分别代入其质量百分含量的百分号之前的数值。

[0096] 实施例1-6的矿用链条钢的具体生产工艺操作如下所述：

[0097] 实施例1

[0098] 按表1-1和表1-2所示的化学成分进行电炉冶炼，经LF精炼和VD真空处理后浇铸成连铸坯。在连铸时，控制中间包烘烤温度1080℃，控制烘烤时间6h；控制铸造坯缓冷时间30h。将连铸坯加热至1220℃，并保温4h；钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1120℃，终轧温度为960℃，中间坯尺寸260×260mm。将所得的中间坯加热至1130℃，并保温6h，而后出炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1050℃，控制终轧温度840℃，成品棒材规格为φ38mm，轧制后堆冷。而后进行编环焊接，编环焊接后的链条需要进行等温淬火热处理，控制加热温度为990℃，保温时间为1h，等温淬火温度为250℃，等温淬火保温时间为0.25h，然后空冷至室温。等温淬火热处理后的需进行预拉伸以获得对应链条，

预拉伸拉伸力按照800N/mm^{2}设定，在试验应力下的最大变形量为1.2％。

[0099] 实施例2

[0100] 按表1-1和表1-2所示的化学成分进行电炉冶炼，经LF精炼和VD真空处理后浇铸成连铸坯。在连铸时，控制中间包烘烤温度1100℃，控制烘烤时间4h；控制铸造坯缓冷时间48h。将连铸坯加热至1200℃，并保温6h；钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1100℃，终轧温度为880℃，中间坯尺寸220×220mm。将所得的中间坯加热至1180℃，并保温4h，而后出炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1080℃，控制终轧温度920℃，成品棒材规格为Φ26mm，轧制后堆冷。而后进行编环焊接，编环焊接后的链条需要进行等温淬火热处理，控制加热温度为880℃，保温时间为4h，等温淬火温度为300℃，等温淬火保温时间为0.3h，然后空冷至室温。等温淬火热处理后的需进行预拉伸以获得对应链条，预拉伸的拉伸力按照800N/mm^{2}设定，在试验应力下的最大变形量为1.1％。

[0101] 实施例3

[0102] 按表1-1和表1-2所示的化学成分进行电炉冶炼，经LF精炼和RH真空处理后浇铸成连铸坯。在连铸时，控制中间包烘烤温度1150℃，控制烘烤时间4h；控制铸造坯缓冷时间36h。将连铸坯加热至1150℃，并保温12h；钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1060℃，终轧温度为920℃，中间坯尺寸280×280mm。将所得的中间坯加热至1120℃，并保温12h，而后出炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1030℃，终轧温度为880℃，成品棒材规格为Φ48mm，轧制后空冷。而后进行编环焊接，编环焊接后的链条需要进行等温淬火热处理，控制加热温度为930℃，保温时间为2h，等温淬火温度为350℃，等温淬火保温时间为0.2h，然后空冷至室温。等温淬火热处理后的需进行预拉伸以获得对应链条，预拉伸拉伸力按照800N/mm^{2}设定，在试验应力下的最大变形量为1.1％。

[0103] 实施例4

[0104] 按表1-1和表1-2所示的化学成分进行电炉冶炼，经LF精炼和RH真空处理后浇铸成连铸坯。在连铸时，控制中间包烘烤温度1200℃，控制烘烤时间4.5h；控制铸造坯缓冷时间24h。将连铸坯加热至1240℃，并保温3h；钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1120℃，终轧温度为900℃，中间坯尺寸220×220mm。将所得的中间坯加热至1150℃，并保温8h，而后出炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1050℃，终轧温度为880℃，成品棒材规格为φ60mm，轧制后空冷。而后进行编环焊接，编环焊接后的链条需要进行等温淬火热处理，控制加热温度为910℃，保温时间为1h，等温淬火温度为300℃，等温淬火保温时间为0.5h，然后空冷至室温。等温淬火热处理后的需进行预拉伸以获得对应链条，预拉伸的拉伸力按照800N/mm^{2}设定，在试验应力下的最大变形量为1.4％。

[0105] 实施例5

[0106] 按表1-1和表1-2所示的化学成分进行转炉冶炼，经LF精炼和RH真空处理后采用模铸浇注成锭坯。在模铸时，控制锭模烘烤温度200℃，控制铸锭缓冷时间为28h。将锭坯加热至1180℃，并保温10h；钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1080℃，控制终轧温度为950℃，成品棒材规格为Φ100mm，轧后空冷。而后进行编环焊接，编环焊接后的链条需要进行等温淬火热处理，控制加热温度为900℃，保温时间为3h，等温淬火温度为450℃，等温淬火保温时间为1h，然后空冷至室温。等温淬火热处理后的需进行预拉伸以获得对应链条，预拉伸的拉伸力按照800N/mm^{2}设定，在试验应力下的最大变形量为0.9％。

[0107] 实施例6

[0108] 按表1-1和表1-2所示的化学成分进行转炉冶炼，经LF精炼和VD真空处理后采用模铸浇注成锭坯。在模铸时，控制锭模烘烤温度250℃，控制铸锭缓冷时间为40h。将锭坯加热至1220℃，并保温4h。钢坯出加热炉经高压水除鳞后开始轧制，控制开轧温度为1100℃，控制终轧温度为880℃，成品棒材规格为Φ75mm，轧后空冷。而后进行编环焊接，编环焊接后的链条需要进行等温淬火热处理，控制加热温度为950℃，保温时间为2h，等温淬火温度为400℃，等温淬火保温时间为0.8h，然后空冷至室温。等温淬火热处理后的需进行预拉伸以获得对应链条，预拉伸拉的伸力按照800N/mm^2设定，在试验应力下的最大变形量为1.2%。

[0109] 相应地，不同于上述实施例1-6的矿用链条钢，对比例1-2的对比钢材属于来自不同厂家的成品钢材，其加工工艺不同于实施例1-6所采用的的制造造工艺，对比例1-2所采用的热处理加工工艺参考供应商推荐参数，具体参数数值可以参见下述表2-1和表2-2。

[0110] 表2-1和表2-2列出了实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢材在上述工艺步骤中的具体工艺参数。

[0111] 表2-1.

[0112]

编号	步骤（1）					步骤（2）			
	冶炼铸造工艺	锭模烘烤温度（℃）	中间包烘烤温度（℃）	烘烤时间（h）	铸锭缓冷时间（h）	锭坯加热温度（℃）	锭坯加热保温时间（h）	开轧温度（℃）	终轧温度（℃）
实施例1	电炉+精炼+连铸	-	1080	6	30	1220	4	1120	960
实施例2	电炉+精炼+连铸	-	1100	4	48	1200	6	1100	880
实施例3	电炉+精炼+连铸	-	1150	4	36	1150	12	1060	920
实施例4	电炉+精炼+连铸	-	1200	4.5	24	1240	3	1120	900
实施例5	转炉+精炼+模铸	200	-	-	28	1180	10	1080	950
实施例6	转炉+精炼+模铸	250	-	-	40	1220	4	1100	880
对比例1	电炉+精炼+连铸	-	-	-	-	-	-	-	-
对比例2	电炉+精炼+连铸	-	-	-	-	-	-	-	-

[0113]

[0114] 表2-2.

[0115]

编号	步骤（2）						步骤（4）			
	中间坯尺寸（mm）	中间坯加热温度（℃）	中间坯加热保温时间（h）	中间坯开轧温度（℃）	中间坯终轧温度（℃）	成品棒材规格（mm）	加热温度（℃）	保温时间（h）	等温淬火温度（℃）	等温淬火保温时间（h）
实施例1	260×260	1130	6	1050	840	Φ38	990	1	250	0.25
实施例2	220×220	1190	3	1080	920	Φ26	880	4	300	0.3
实施例3	280×280	1120	10	1030	880	Φ48	930	2	350	0.2
实施例4	220×220	1150	8	1050	880	Φ60	910	1	300	0.5
实施例5	-	-	-	-	-	Φ100	900	3	450	1
实施例6	-	-	-	-	-	Φ75	950	2	400	0.8
对比例1	-	-	-	-	-	Φ48	880	1	410	1
对比例2	-	-	-	-	-	Φ38	880	1	430	1

[0116] 相应地，将得到的实施例1-6的矿用链条钢在步骤(5)的预拉伸操作前后分别取

样，并对实施例1-2的对比钢板进行取样，获得对应样本，对各实施例和对比例钢板的样品进行观察，对其微观组织进行分析，并测得各实施例和对比例钢中的残余奥氏体含量。

[0117] 残余奥氏体含量可以采用X射线衍射仪(XRD)来测得，当钢中的残余奥氏体含量低于5%时，X射线衍射仪(XRD)无法测量，可以通过带有电子背散射衍射(EBSD)功能的扫描电镜进行微区测量计算残余奥氏体含量。观察计算测得的各实施例和对比例钢在预拉伸前后钢中的残余奥氏体含量如下述表3所示：

[0118] 表3列出了实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢板在预拉伸前后钢中的残余奥氏体含量。

[0119] 表3.

[0120]

编号	等温淬火热处理后钢中的残余奥氏体含量	预拉伸变形量（%）	经预拉伸后钢中的残余奥氏体含量
	（%）		（%）

[0121]

实施例 1	11	1.2	1
实施例 2	15	1.1	3
实施例 3	14	1.1	7
实施例 4	16	1.4	5
实施例 5	19	0.9	8
实施例 6	12	1.2	0
对比例 1	**1**	-	-
对比例 2	**0**	-	-

[0122] 由上述表3可以看出，相较于对比例1-2的对比钢材，经等温淬火热处理后的实施例1-6的矿用链条钢中的残余奥氏体含量明显更高，且残余奥氏体的体积比例在11～19%。相应地，实施例1-6的矿用链条钢经过预拉伸处理后的残余奥氏体的体积比例≤8%。

[0123] 在对各实施例和对比例的钢板观察完毕后，可以再次采集经等温淬火热处理后的实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢材的样品，并对实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢材的性能进行进一步地检测，以得到各实施例和对比例成品钢板的性能。

[0124] 在本发明中，可以对实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢材分别进行拉伸试验和冲击性能测试，并将各实施例和对比例钢材的测试试验结果列于表4中。

[0125] 相关拉伸试验、夏比冲击试验具体检测手段，如下所述：

[0126] 拉伸试验：各实施例钢和对比例钢按照国家标准GB/T 2975从热轧圆钢上取样、制成拉伸试样，按照GB/T 228.1国家标准进行拉伸性能测试，以测得实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2对比钢材的屈服强度Rp0.2、抗拉强度Rm、延伸率A和断面收缩率Z。

[0127] 夏比冲击试验：各实施例钢和对比例钢按照国家标准GB/T 2975从热轧圆钢上取样、制成冲击试样，按照GB/T 229国家标准进行冲击性能测试。以测得实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢材在室温下的冲击功AKV。

[0128] 表4列出了实施例1-6的矿用链条钢和对比例1-2的对比钢材的测试试验结果。

[0129] 表4.

[0130]

编号	屈服强度 $R_{p0.2}$（MPa）	抗拉强度 R_m（MPa）	延伸率 A（%）	断面收缩率 Z（%）	室温冲击功 A_{kv}（J）
实施例 1	1175	1315	16	59	81/97/99
实施例 2	1196	1343	14.7	55	88/76/81
实施例 3	1195	1358	14.5	57	93/90/83
实施例 4	1136	1290	17.5	65	93/101/84
实施例 5	1230	1418	14	62	75/86/78
实施例 6	1165	1336	15.5	55	77/82/83
对比例 1	1104	1289	13	58	**65/73/58**
对比例 2	**1005**	**1233**	14.5	64	**72/60/83**

[0131]

[0132] 从表4中可以看出，本发明所述实施例1-6的矿用链条钢具有综合性能优异，本案实施例1-6的矿用链条钢的屈服强度$R_{p0.2}$在1136-1230MPa之间，抗拉强度R_m均在1290-1418MPa之间，延伸率A≥14%，断面收缩率Z≥55%，室温冲击功AKV≥75J。

[0133] 相应地，参阅表4可以看出，本发明所述的实施例1-6的矿用链条钢的综合性能明显优于对比例1-2所选有的现有对比钢材。

[0134] 为了进一步说明本发明所述的矿用链条钢具有优异的性能，在各实施例和对比例钢完成制造方法的步骤(3)的编环焊接后，可以对实施例1-6和对比例1-2焊接后焊缝的力学性能进行检测，针对焊缝分别进行拉伸试验和冲击性能测试，拉伸试验和冲击性能测试的具体检测方法与上述检测方法所采用的手段相同，此处不再赘述。各实施例和对比例经焊接后生成的焊缝检测得到的力学性能列于下述表5之中。

[0135] 表5列出了实施例1-6和对比例1-2焊接后焊缝的力学性能检测结果。

[0136] 表5.

[0137]

编号	屈服强度 $R_{p0.2}$（MPa）	抗拉强度 R_m（MPa）	延伸率 A（%）	断面收缩率 Z（%）	室温冲击功 A_{kv}（J）
实施例 1	1197	1307	13.6	55	41/37/43
实施例 2	1201	1335	12.5	52	48/36/41
实施例 3	1185	1342	13.1	52	59/50/51
实施例 4	1152	1279	14.5	57	63/59/54
实施例 5	1241	1399	12.3	52	43/36/38
实施例 6	1185	1321	12.7	50	39/35/47
对比例 1	**1113**	1265	**10.1**	**48**	**25/23/31**
对比例 2	**1019**	**1218**	**10.7**	**49**	**22/18/29**

[0138] 从表5中可以看出，本发明所述实施例1-6的矿用链条钢具有十分优异的焊接性能，实施例1-6的矿用链条钢在闪光焊接后焊缝的屈服强度$R_{p0.2}$在1152-1241MPa之间，抗拉强度R_m在1279-1399MPa之间，延伸率A≥12.3%，断面收缩率Z≥52%，室温冲击功AKV≥35J。而对比例1-2焊接后焊缝的的延伸率、断面收缩率和焊缝冲击功均低于实施例1-6。

[0139] 由此可见，本发明所述的实施例1-6的矿用链条钢焊接后焊缝的综合性能明显优

于对比例1-2对比钢材焊接后焊缝的综合性能，说明本发明的矿用链条钢具有优异的焊接性能。

[0140] 从表1-2中可以看出，对比例1和对比例2的对比钢材在化学成分中，微合金配比(Ti+0.5Nb)/N分别为0.29和0.67，均低于本发明设计要求，对比例1和对比例2的抑制焊接过程组织粗化能力比本发明矿用链条钢较差，导致其焊接后生成的焊缝的综合力学性能均低于本发明实施例1-6。

[0141] 此外，对比例1和对比例2在化学成分设计中耐候指数I分别为6.42和5.22，均低于本发明设计要求，说明对比例1和对比例2钢耐腐蚀性能均比本发明矿用链条钢较差。

[0142] 对比例1尽管奥氏体稳定系数S_A位于本发明限定的范围区间内，但其按照厂家推荐的淬回火热处理工艺进行热处理后，钢中只存在少量的残余奥氏体，不足以对钢的塑性和韧性产生较大的影响，实测对比例1的延伸率和冲击功也低于本发明实施例1-6的矿用链条钢。

[0143] 相应地，对比例2的对比钢材在化学成分设计中奥氏体稳定系数S_A＝6.21，低于本发明设计要求，按照厂家推荐热处理工艺进行热处理后，钢中未检出残余奥氏体，从而导致对比例2的屈服强度、抗拉强度和冲击功低于实施例1-6的矿用链条钢。

[0144] 综上所述可以看出，本发明通过合理的化学成分设计并结合优化工艺，可以获得性能优异的矿用链条钢，该矿用链条钢综合性能优异，其不仅具有较高的强度，还具有优良的韧塑性匹配，其焊接性能和耐腐蚀性能优异，能够很好地解决现有矿链所存在的因强度、韧塑性、焊接性能及耐腐蚀性不匹配而影响使用寿命的问题。

[0145] 图1为实施例1的矿用链条钢经热处理后在1000倍光学显微镜下的微观组织照片。

[0146] 如图1所示，在本发明中，实施例1的矿用链条钢的微观组织为回火马氏体+残余奥氏体。经过分析发现，实施例1的矿用链条钢的残余奥氏体的体积比例≤15％。

[0147] 图2为实施例1的矿用链条钢经预拉伸后在1000倍光学显微镜下的微观组织照片。

[0148] 如图2所示，在本发明中，实施例1的矿用链条钢经过预拉伸后，钢中的残余奥氏体大部分已消失，残余奥氏体的体积比例低于10％。

[0149] 需要说明的是，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。

[0150] 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。

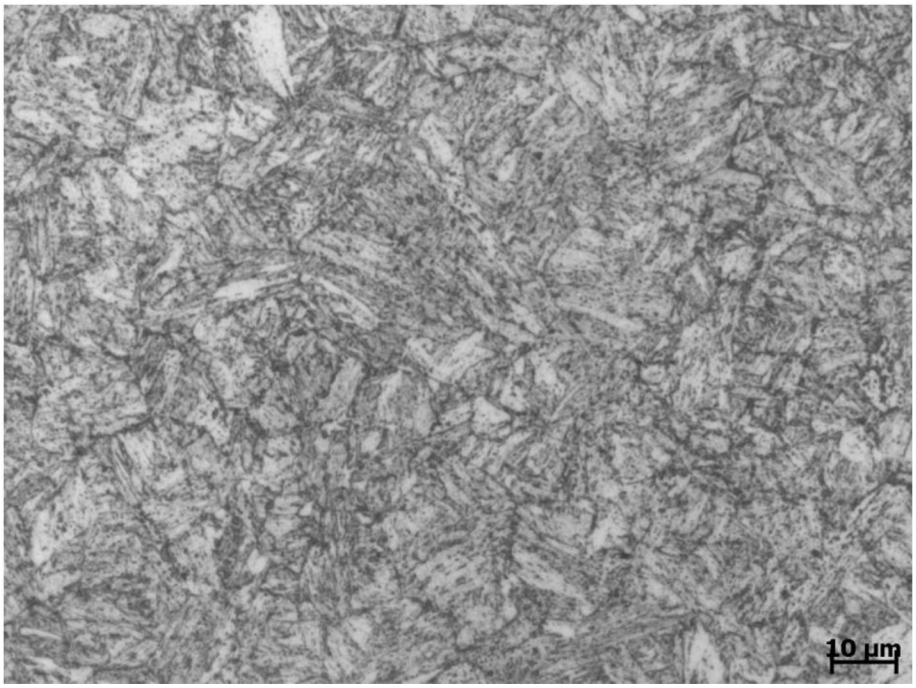


图1

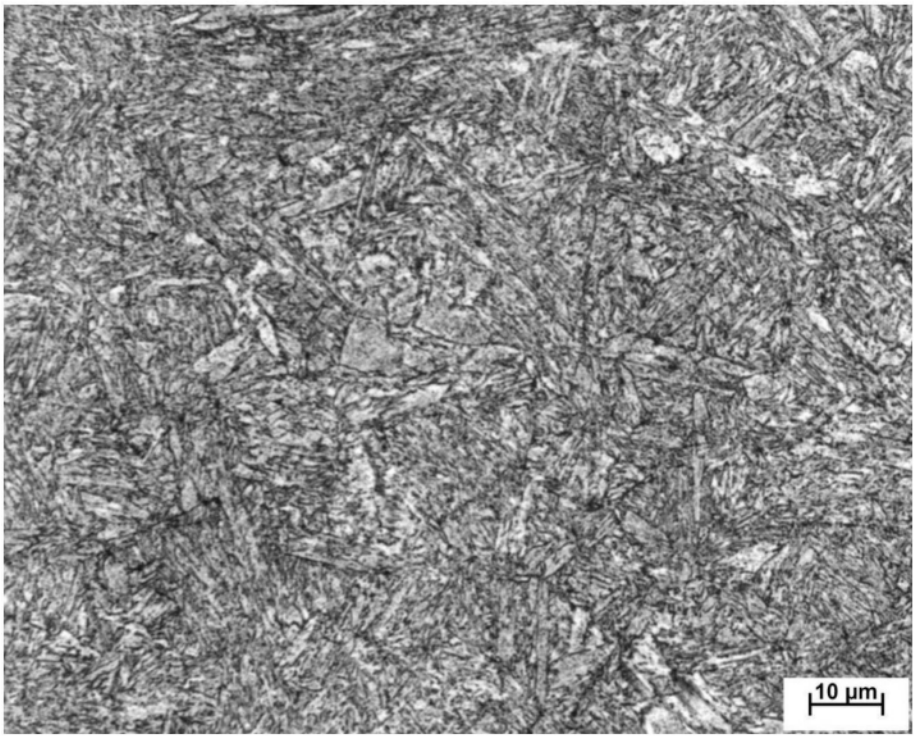


图2