



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 115029630 A

(43) 申请公布日 2022.09.09

(21) 申请号 202210562353.5 *G22C 38/32* (2006.01)

(22) 申请日 2022.05.23 *G21C 7/00* (2006.01)

(71) 申请人 武汉钢铁有限公司 *G21C 7/072* (2006.01)

地址 430083 湖北省武汉市青山区厂前2号 *G21C 7/10* (2006.01)

门 *G21D 8/02* (2006.01)

G22C 33/04 (2006.01)

(72) 发明人 陈勇 肖厚念 胡宽辉 郎丰军

程鹏 李江文 马颖 庞涛 何嘉

(74) 专利代理机构 湖北武汉永嘉专利代理有限公司 42102

专利代理师 段姣姣

(51) Int. Cl.

G22C 38/02 (2006.01)

G22C 38/04 (2006.01)

G22C 38/06 (2006.01)

G22C 38/28 (2006.01)

权利要求书1页 说明书9页

(54) 发明名称

一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢及生产方法

(57) 摘要

一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢,其组分及wt%wei:C:0.20~0.40%,Si:1.30~1.70%,Mn:0.95~1.5%,P≤0.005%,S≤0.003%,Als:0.020~0.040%,Ti:0.007~0.013%,B:0.002~0.005%,N≤0.004%,0.025~0.040%,Cr:0.20~0.40%;生产方法:铁水脱硫;冶炼;LF精炼;RH真空处理;软吹氩气;浇注成坯;对铸坯加热;常规粗轧后精轧;经层流冷却后卷取;经常规酸洗后冷轧;退火;落料;热冲压成形;自然冷却至室温。本发明在保证钢板强度下,使TiN最大尺寸从约11 μm降低到不超过5 μm,分布密度由4.14个/mm²下降到0.2个/mm²以下,抗拉强度为1800MPa级,氢脆指数由原来的80%降低到≤40%,且能够有效保护驾乘人员的安全。

1. 一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢,其组分及重量百分比含量为 :C:0.20~0.40% ,Si:1.30~1.70%,Mn:0.95~1.5%, $P\leq 0.005\%$, $S\leq 0.003\%$,Als:0.020~0.040%,Ti:0.007~0.013%,B:0.002~0.005%, $N\leq 0.004\%$, $\text{O}:0.025\sim 0.040\%$,Cr:0.20~0.40%,其余为Fe及不可避免的杂质;金相组织为板条马氏体及残余奥氏体,其中残余奥氏体占体积百分比的0.5~5%,其余为板条马氏体。

2. 如权利要求1所述的一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢,其特征在于:Si的重量百分比含量为1.42~1.70%。

3. 如权利要求1所述的一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢,其特征在于:Mn的重量百分比含量为1.05~1.46%。

4. 如权利要求1所述的一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢,其特征在于:Ti的重量百分比含量为0.0085~0.0122%。

5. 生产如权利要求1所述的一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢的方法,其步骤:

1) 进行铁水脱硫,并控制铁水中 $S\leq 0.002\%$,扒渣后铁水裸露面不低于96%;

2) 进行冶炼,期间:控制冶炼终点钢水中的C在0.05~0.06%, $P\leq 0.005\%$, $S\leq 0.002\%$, $N\leq 0.004\%$;

3) 进行LF精炼,其间,加入的精炼渣中,控制其中的夹杂物,即CaO/ Al_2O_3 在2.5~3.5;

4) 进行RH真空处理,并控制真空度 $\leq 80Pa$,RH精炼出站时氮含量在 $\leq 20ppm$;在真空处理结束后,按照0.22~0.35Kg/吨钢喂入钛铁线;

5) 进行软吹氩气,软吹时间控制在10~15min,氩气流量控制在30~50NL/min ;

6) 浇注成坯,其间:控制中包钢水过热度在10~15℃,拉坯速度在1.0~2.0m/min;

7) 对铸坯进行加热,并控制铸坯入加热炉温度不低于950℃,出炉时铸坯加热温度在1200~1250℃;

8) 经常规粗轧后进行精轧,并控制终轧温度在870~910℃,精轧压下率在90~95%;

9) 经层流冷却至卷取温度后进行卷取,并控制卷取温度在645~665℃;

10) 经常规酸洗后进行冷轧,控制冷轧总压下率在55~65%;

11) 进行退火,控制退火温度在780~810℃;

12) 进行落料,将剪切好的坯料片在氮气保护气氛下进行奥氏体化,其奥氏体化温度在850~930℃,并在此温度下保温4~6分钟;

13) 进行热冲压成形,热冲压成形温度控制在800~850℃;并在模具内保压10~20s,控制保压阶段钢板冷却速度在30~50℃/秒;

14) 自然冷却至室温。

6. 如权利要求5所述的一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢的生产方法,其特征在于:在浇注拉坯时拉坯速度在1.2~2.0m/min。

7. 如权利要求5所述的一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢的生产方法,其特征在于:RH真空处理时控制真空度 $\leq 70Pa$ 。

8. 如权利要求5所述的一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢的生产方法,其特征在于:精炼渣中的夹杂物,即CaO/ Al_2O_3 在2.8~3.0。

一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢及生产方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种机械工程用钢及生产方法,具体属于1800MPa级抗延迟开裂热成形钢及生产方法。

背景技术

[0002] 现在汽车轻量化和安全性是汽车产业发展的主要方向。使用高强钢和超高强钢是降低汽车重量和提高汽车安全性最为有效的措施。尤其是热成形钢强度在1300MPa以上的,得到诸多汽车厂的广泛应用,是当前主流应用的产品。其主要应用在A柱、B柱、前后保险杠、铰链加强板、车门防撞梁、中通道等部位。然而,当钢的强度超过1000MPa,钢的延迟开裂问题也随之出现,成为制约热成形钢应用与发展的一个重大问题。

[0003] 延迟开裂是材料—环境—应力之间相互作用的结果。大量研究已经证实,钢的延迟开裂是材料和材料服役环境中的氢造成的,是氢致材质劣化的一种形态。其延迟开裂常常在材料所承受的外加应力水平显著低于其屈服强度时突然发生,具有不可预知性,往往导致较为严重的破坏和后果,因此超高强钢延迟开裂已经成为汽车轻量化必须解决的问题。

[0004] 当前的热成形钢主要为MnB系列钢,其主要通过添加B来提高钢的淬透性,并通过在快速冷却过程中获得板条马氏体组织从而得到超高强度。然而B元素在冶炼过程中容易与N反应生成BN从而降低其效果,因此需要在钢中添加一定量的Ti,通过Ti与N先反应来保护B,单这就产生一个新问题,即在连铸过程中,随着温度的降低,在液态或凝固过程中会析出TiN,这种液析TiN尺寸均为微米级尺寸。这种微米级TiN的形状为方形或三角形,均具有尖锐的棱角,这容易在钢中产生较大应力,并同时常温下它均表现为Ti(N,C)的形式,具有较高的氢结合能,容易捕获氢,使氢聚集系数高达20。因此TiN夹杂物会导致钢的延迟开裂敏感性非常高。控制钢中TiN尺寸和数量对提升钢的抗延迟开裂性能就十分重要。

[0005] 经过检索:经研究分析发现,目前专利文献中绝大多数均只注重热成形钢的基本力学性能,而极少有人了解钢中液析TiN对热成形钢延迟开裂的危害性,因此这些专利文献并未涉及延迟开裂的问题,如:

[0006] 中国专利申请号为CN202110888137.5的文献,公开了“一种1700MPa级抗氢致延迟开裂热成形钢及其制备方法”。其热成形钢的化学成分质量百分比为:C:0.21~0.24%、Si:0.27~0.34%、Mn:1.1~1.3%、S:≤0.005%、P:≤0.01%、Al:0.02~0.05%、Cr:0.15~0.2%、B:0.002~0.003%、Ta:0.02~0.06%、余量为Fe;其制备步骤包括:铁水脱硫并转炉冶炼、浇铸成坯--将坯料加热并进行均质化处理--热轧--卷取--酸洗--冷轧--热冲压成形。该文献是通过添加微量Ta以及控制加工工艺,使钢中形成纳米尺度碳化钽析出相并细化晶粒,协同提升了钢材的强度、塑性和抗氢致延迟开裂抗力。该文献所使用的ta元素为稀有元素,会大幅增加生产成本,ta会严重降低钢的焊接性能,在冶金行业极少使用。

[0007] 中国专利公开号为CN 110306123 A的文献,公开了一种抗拉强度≥1800MPa级的高韧性热成形钢及其生产方法,其各组分质量百分比为:C:0.29~0.35%,Si≤0.5%,Mn0.5

~1.5%, $P \leq 0.020\%$, $S \leq 0.010\%$, $Cr \leq 0.50\%$, $Al 0.01 \sim 0.06\%$, $Nb 0.01 \sim 0.06\%$, $V 0.01 \sim 0.06\%$, $Mo \leq 0.5\%$, 其余为Fe和不可避免杂质;生产工艺:一、熔炼;二、铸坯;三、热轧;四、冷轧;五、退火;六、热成型。该文献旨在提高钢的强韧性,通过控制Mn/Mo以及Nb/V的含量与比例提升冷弯性能,该方法使用了较多的贵重合金Mo、Nb和V会显著增加生产成本,同时该文献并未对其抗氢致延迟开裂性能及原理进行描述,也没有对延迟开裂性能进行相关的表征。

[0008] 中国专利公开号为CN 110423953的文献,其公开了一种抗拉强度1800MPa级以上的冷弯性能优良的热成形构件及其制备方法,包括以下重量百分比的化学成分:C:0.29-0.35%, Si: $\leq 0.5\%$, Mn:0.5-1.5%, $P: \leq 0.020\%$, $S: \leq 0.010\%$, $Cr: \leq 0.50\%$, $Al: 0.01 \sim 0.06\%$, $Nb: 0.01 \sim 0.06\%$, $V: 0.01 \sim 0.06\%$, $Mo: \leq 0.5\%$, 其余为Fe和不可避免的杂质;所述热成形构件的表层为软相的铁素体组织,内层为马氏体组织,晶粒尺寸 $\leq 10\mu m$ 。采用低Si, 低Mn, 低Cr, 无Ti, 无B, 加Mo的成分设计,结合TMCP、连续退火和热成形工艺,获得抗拉强度 $\geq 1800MPa$ 级组织均匀的高韧性热成形钢,并且在制备的过程中通过制备工艺的控制,在热轧之后得到15~25 μm 厚度的脱碳层从而提高热成形构件的冷弯性能。该文献旨在通过成分设计在提高构件的强韧性和冷弯性能,使用了较多的贵重合金Mo、Nb和V会显著增加生产成本,同时该文献并未对其抗氢致延迟开裂性能及原理进行描述,也没有对延迟开裂性能进行相关的表征,也没有提出相应的改进措施或方案。

[0009] 中国专利公开号为CN 108754319 A的文献,其公开了采用ESP产线生产的抗拉强度 $\geq 1800MPa$ 级热成形钢,其组分及wt%:C:0.28~0.40%, Si:0.15~0.40%, Mn:1.40~1.60%, $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.01\%$, $Als: 0.015 \sim 0.050\%$, $Cr \leq 0.80\%$, $N \leq 0.005\%$, $B: 0.002 \sim 0.005\%$, $Mo \leq 0.50\%$, $Nb+Ti: 0.025 \sim 0.090\%$;生产方法:冶炼并连铸成板坯;粗轧;均热处理;经常规高压除磷后精轧;层流冷却;加热;经酸洗后冲压成型。本发明通过复合添加Nb、Ti,并控制组分中的Cr、B、Mo等元素,以及采用ESP短流程工艺生产抗拉强度为1800MPa级热冲压成形用钢,不仅能保证其力学性能,且能减少生产过程中板卷反复加热、开卷等工序,还能取消冷轧和退火热处理工序,降低生产成本,但是没有涉及如何降低延迟开裂敏感性。该文献旨在强调使用ESP工艺完成产品输出,具有较低的成本,但是ESP产品为热轧产品,与传统冷轧产品相比其表面质量较差,难以满足汽车行业较高的表面质量要求,同时该文献并未对其抗氢致延迟开裂性能及原理进行描述,也没有对延迟开裂性能进行相关的表征。

[0010] 中国专利公开号为CN101275200A的文献,公开了“一种热成型马氏体钢”,主要适用于抗拉强度在1.3~1.7GPa的热冲压成型的薄厚度零件用钢。其主要化学成分组成(重量%)为:C:0.10~0.33%, Si 0.50~2.30%, Mn 0.50~2.00%, $P \leq 0.020\%$, $S \leq 0.015\%$, $Al 0.015 \sim 0.060\%$, $[O] \leq 0.002\%$, $[N] 0.002 \sim 0.015\%$, 余为Fe及不可避免的不纯物。另外,还添加B 0.0005~0.0050%, Ti 0.02~0.10%, Nb 0.02~0.10%, V 0.02~0.15%, RE 0.001~0.050%中的任一种或任一种以上。与现有热成型马氏体钢22MnB5钢相比,该文献不但抗拉强度从1.0~1.5GPa提高到了1.3~1.7GPa,而且具有良好的塑性,延伸率 $> 15\%$,并且氢致延迟断裂敏感性明显降低,从而为汽车轻量化、高安全性能化提供了基础。该文献主要通过添加Nb、V、Ti等微合金元素降低延迟开裂敏感性,但是并未关注TiN夹杂物对延迟开裂的影响,文献中存在一些不足之处,首先该文献是要开发一种薄厚度零件用钢,却没有使用薄片试样进行力学试验,而是使用圆棒样进行拉伸试验,棒状试样和板状试样由于在

其截面形状不一样,在拉伸过程中受到的应力-应变状态不一样,使用棒状试样代替薄板试样是不合适的,这个结果对实际应用毫无指导意义。其次,使用 $\Phi 12$ 的棒状试样替代薄板试样进行力学试验表明这些试验钢并未进行充分轧制,其最终轧制厚度不低于12mm,这与实际使用薄板厚度相差巨大,由此可知该发明人并未充分认识轧制过程对材料力学性能的影响。第三是其测试氢致开裂拉伸试样的加热制度为900-950°Cx30min,而实际成形的板状加热制度为900-950°Cx5min,两者工艺相差巨大,通过此种方法得出的钢的性能会存在较大差异,所得出的结果缺乏说服力。

[0011] 中国专利公开号为公开号CN110079743A和CN110157864A,也分别介绍了两种低延迟开裂敏感性的热成形钢,两个文献均通过在钢中添加Nb、Ti等微合金元素生产细小析出相来提升延迟开裂性能,但是其成份设计和制造工艺上均不能满足1800MPa强度级别要求。钢的延迟开裂敏感性会随强度级别上升而显著上升,因此当强度提升到1800MPa后敏感性会大大增加,同时钢的强度上升就需要提升钢中碳含量,这也会导致延迟开裂敏感性将显著上升;另外这两项发明专利也未关注到Ti在钢中形成液析TiN夹杂物对延迟开裂的影响,也没有在生产工艺中给出解决方案。

发明内容

[0012] 本发明在于克服现有技术存在的不足,提供一种在保证钢板强度级别的条件下,在不添加Nb、V等贵重合金的条件下,通过控制生产工艺使TiN夹杂尺寸不超过5 μm ,TiN夹杂物分布密度不超过5.0个/ mm^2 ,从而显著提高了钢的抗延迟开裂性能,氢脆指数降低至不超过40%的提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢及生产方法。

[0013] 实现上述目的的措施:

[0014] 一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢,其组分及重量百分比含量为:C:0.20~0.40%,Si:1.30~1.70%,Mn:0.95~1.5%, $P\leq 0.005\%$, $S\leq 0.003\%$,Als:0.020~0.040%,Ti:0.007~0.013%,B:0.002~0.005%, $N\leq 0.004\%$,:0.025~0.040%,Cr:0.20~0.40%,其余为Fe及不可避免的杂质;金相组织为板条马氏体及残余奥氏体,其中残余奥氏体占体积百分比的0.5~5%,其余为板条马氏体。

[0015] 优选地:Si的重量百分比含量为1.42~1.70%。

[0016] 优选地:Mn的重量百分比含量为1.05~1.46%。

[0017] 优选地:Ti的重量百分比含量为0.0085~0.0122%。

[0018] 一种提高1800MPa级抗延迟开裂热成形钢的生产方法,其步骤:

[0019] 1) 进行铁水脱硫,并控制铁水中 $S\leq 0.002\%$,扒渣后铁水裸露面不低于96%;

[0020] 2) 进行冶炼,期间:控制冶炼终点钢水中的C在0.05~0.06%, $P\leq 0.005\%$, $S\leq 0.002\%$, $N\leq 0.004\%$;

[0021] 3) 进行LF精炼,其间,加入的精炼渣中,控制其中的夹杂物,即CaO/Al₂O₃在2.5~3.5;

[0022] 4) 进行RH真空处理,并控制真空度 $\leq 80\text{Pa}$,RH精炼出站时氮含量在 $\leq 20\text{ppm}$;在真空处理结束后,按照0.22~0.35Kg/吨钢喂入钛铁线;

[0023] 5) 进行软吹氩气,软吹时间控制在10~15min,氩气流量控制在30~50NL/min;

[0024] 6) 浇注成坯,其间:控制中包钢水过热度在10~15 °C拉坯速度在1.0~2.0m/

min;

[0025] 7) 对铸坯进行加热,并控制铸坯入加热炉温度不低于 950 °C 出炉时铸坯加热温度在 1200~1250 °C

[0026] 8) 经常规粗轧后进行精轧,并控制终轧温度在 870~910 °C 精轧压下率在 90~95%;

[0027] 9) 经层流冷却至卷取温度后进行卷取,并控制卷取温度在 645~665 °C

[0028] 10) 经常规酸洗后进行冷轧,控制冷轧总压下率在 55~65%;

[0029] 11) 进行退火,控制退火温度在 780~810 °C

[0030] 12) 进行落料,将剪切好的坯料片在氮气保护气氛下进行奥氏体化,其奥氏体化温度在 850~930 °C 并在此温度下保温 4~6 分钟;

[0031] 13) 进行热冲压成形,热冲压成形温度控制在 800~850 °C 并在模具内保压 10~20s,控制保压阶段钢板冷却速度在 30~50 °C/s

[0032] 14) 自然冷却至室温。

[0033] 优选地:在浇注拉坯时拉坯速度在 1.2~2.0m/min。

[0034] 优选地:RH 真空处理时控制真空度 $\leq 70\text{Pa}$ 。

[0035] 优选地:精炼渣中的夹杂物,即 $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 在 2.8~3.0。

[0036] 本发明中各金属元素及主要工艺的作用及机理

[0037] C: 碳是强固溶强化元素,对超高强度的获得起决定作用,碳含量对最终产品的组织形态和性能有较大影响,但是含量太高,在精轧后的冷却过程中易形成大量的珠光体或贝氏体、马氏体,其含量愈高,强度愈高,从而造成塑性降低,进行成形前的落料困难。所以在保证热处理强化的前提下,碳含量不易过高。本发明钢中含量限定在 0.20~0.40% 范围。

[0038] Si: 硅是炼钢过程中重要的还原剂和脱氧剂,钢中加入一定量的 Si 可以提高钢的强度,对于碳钢中的很多材质来说,这些硅一般是由于炼钢过程中作为还原剂和脱氧剂而带入的。硅能溶于铁素体和奥氏体中提高钢的硬度和强度,含硅的钢在氧化气氛中加热时,表面将形成一层 SiO_2 薄膜,从而提高钢在高温时的抗氧化性。硅能提高钢的淬透性,有减少奥氏体向马氏体转变时体积变化的作用,从而有效控制淬火裂纹的产生,在低温回火时能阻碍碳的扩散,延缓马氏体分解及碳化物聚集长大的速度,使钢在回火时硬度下降较慢,显著提高钢的回火稳定性及强度。综合上述因素确定本发明钢中的硅含量在 1.30~1.70% 范围,优选地 Si 的重量百分比含量为 1.42~1.70%。

[0039] Mn: 锰起固溶强化作用,可以弥补因为碳含量降低而损失的屈服强度,对塑性的影响相对较小,此外,钢中加入锰能防止在热加工时因硫引起钢的脆化,锰可以改变钢相变后的微观组织,提高韧性、降低韧脆转变温度,锰也能细化晶粒提高强度,它是奥氏体形成元素,使单一奥氏体相区扩大,有利于扩大热成形钢奥氏体稳定性,但锰含量过高会引起中心偏析和各向异性,锰含量应该在一个合理范围内,作为合金元素,过高的锰含量会增加钢的生产成本。因此本发明钢中确定 Mn 含量为 1.00%~1.50%,优选地 Mn 的重量百分比含量为 1.05~1.46%。

[0040] P: 磷是钢中的有害元素,易引起铸坯中心偏析。在随后的热连轧加热过程中易偏聚到晶界,使钢的脆性显著增大。同时基于成本考虑且不影响钢的性能,将其含量控制在

0.005%以下。

[0041] S:硫是非常有害的元素。钢中的硫常以锰的硫化物形态存在,这种硫化物夹杂会恶化钢的韧性,并造成性能的各向异性,同时硫化锰对氢有较强的捕获能力,但是属于有害氢陷阱,导致抗延迟开裂能力下降,需将钢中硫含量控制得越低越好。基于对制造成本的考虑,将钢中硫含量控制在0.003%以下。

[0042] B:硼是强烈提高淬透性元素,钢中加入微量的硼元素能显著提高钢的淬透性。但是其含量低于0.002%,或者高于0.005%,对提高淬透性的作用不明显。所以,为考虑生产实际及淬透性效果,本发明钢中将其含量限定在0.002~0.005%范围。

[0043] Al:铝在钢中起脱氧作用,为了平衡钢中的氧含量,需要保持一定的酸溶铝,否则不能发挥其效果,同时钢中加入适量的铝可以消除钢中氮、氧原子对性能的不利影响,铝在钢中还可以细化晶粒,从而显著提高钢的冲击韧性,降低冷脆倾向和时效倾向性,添加Al也可以降低氢在钢中的扩散系数,可以控制氢的聚集,故将Al_s含量限定在0.020~0.040%范围。

[0044] N:氮在加钛的钢中可形成氮化钛,这种在高温下析出的第二相有利于强化基体,但是液析就会形成颗粒粗大的氮化钛容易导致延迟开裂形核,严重损害钢的塑性和韧性。本发明钢中将其含量控制在0.004%以下。

[0045] Ti:钛是强C、N化物形成元素,加入钢中有两个主要目的,一个是保护钢中的B,提高钢的淬透性,另一个是析出强化,提高钢的强度和韧性。钢中加入的Ti会与C结合会生成稳定的TiC,TiC微粒有阻止晶粒长大的作用,但是Ti含量过高会与容易与N结合,加大液析TiN的风险。所以本发明钢中将其含量限定在0.010~0.015%范围内,优选地Ti的重量百分比含量为0.0085~0.0122%。

[0046] 在成分设计和控制过程中适度控制Ti及N含量,降低TiN形核温度,减少液析风险;同时在连铸过程中快速浇铸,缩短TiN形核和长大时间,从而抑制其数量和尺寸。

[0047] 本发明之所以控制精炼渣夹杂物,即CaO/Al₂O₃在2.5~3.5,优选地CaO/Al₂O₃在2.8~3.0,是由于炉渣碱度增大,炉渣硫容量增大,脱硫能力增强,但是当碱度达到一定值时,随着炉渣碱度继续升高,渣中CaO含量升高,熔渣粘度增大,炉渣脱硫的动力学条件变差,脱硫率反而下降。

[0048] 本发明之所以控制真空度 ≤ 80 Pa,RH精炼出站时氮含量在 ≤ 20 ppm;按照0.22~0.35Kg/吨钢喂入钛铁线,是由于钛铁线喂量不足会降低Ti对B的保护作用影响钢的淬透性,喂入量过多会引起Ti与N生成过多的TiN,还会降低钛的收得率。

[0049] 本发明之所以控制中包钢水过热度在10~15 °C拉坯速度在1.0~2.0m/min,是由于拉坯速度过慢会导致铸坯冷却速度慢,容易产生更多的TiN,拉速过快容易漏钢,在不漏钢的前提下可以尽可能加快拉坯速度,优选1.5~1.8m/min。

[0050] 本发明之所以控制铸坯入加热炉温度不低于950 °C出炉时铸坯加热温度在1200~1250 °C是由于铸坯高温状态进入加热炉可以有效减低能耗,加快生成节奏,同时避免液析TiN长大。

[0051] 本发明之所以控制退火温度在780~810 °C是由于退火温度过低,成品钢的抗拉强度较高延伸率低后续落料加工困难,容易开裂,温度过高钢会重新再结晶,时的组织发生变化。

[0052] 本发明之所以控制奥氏体化温度在850~930 ℃并在此温度下保温4~6分钟,是由于温度过低无法完全奥氏体化无法获得大量的马氏体组织,强度不足,温度过高会导致奥氏体晶粒迅速长大强度和延伸性均不好。

[0053] 本发明之所以控制热冲压成形温度控制在800~850 ℃并在模具内保压10~20s,控制保压阶段钢板冷却速度在30~50 ℃/s,是由于保持在奥氏体状态下进行冲压,控制温度过低会导致马氏体相变发生在冲压前,钢板强度过高影响模具冲压成形精度,零件内应力大,温度过高会导致氧化铁皮过多,会对降低零件表面质量同时对模具有较大伤害。

[0054] 本发明与现有技术相比,本发明在保证钢板强度级别的条件下,使TiN夹杂的尺寸和数量均明显改变,即TiN最大尺寸从约11μm降低到不超过5μm,分布密度由4.14个/mm²下降到0.2个/mm²以下,钢的抗拉强度大于1800MPa,氢脆指数由原来的80%降低到≤40%,因此,该发明产品应用于汽车上车体和下车体上制作结构件和安全件,不仅能够减轻汽车车身重量,而且能够有效保护驾乘人员的安全。

具体实施方式

[0055] 下面对本发明予以详细描述:

[0056] 表1为本发明各实施例的化学成分列表;

[0057] 表2为本发明各实施例的主要工艺参数列表;

[0058] 表3为本发明各实施例性能检测情况列表。

[0059] 本发明各实施例按照以下步骤生产

[0060] 1) 进行铁水脱硫,并控制铁水中S≤0.002%,扒渣后铁水裸露面不低于96%;

[0061] 2) 进行冶炼,期间:控制冶炼终点钢水中的C在0.05~0.06%,P≤0.005%,S≤0.002%,N≤0.004%;

[0062] 3) 进行LF精炼,其间,加入的精炼渣中,控制其中的夹杂物,即CaO/Al₂O₃在2.5~3.5;

[0063] 4) 进行RH真空处理,并控制真空度≤80Pa,RH精炼出站时氮含量在≤20ppm;在真空处理结束后,按照0.22~0.35Kg/吨钢喂入钛铁线;

[0064] 5) 进行软吹氩气,软吹时间控制在10~15min,氩气流量控制在30~50NL/min;

[0065] 6) 浇注成坯,其间:控制中包钢水过热度在10~15 ℃拉坯速度在1.0~2.0m/min;

[0066] 7) 对铸坯进行加热,并控制铸坯入加热炉温度不低于950 ℃出炉时铸坯加热温度在1200~1250 ℃

[0067] 8) 经常规粗轧后进行精轧,并控制终轧温度在870~910 ℃精轧压下率在90~95%;

[0068] 9) 经层流冷却至卷取温度后进行卷取,并控制卷取温度在645~665 ℃

[0069] 10) 经常规酸洗后进行冷轧,控制冷轧总压下率在55~65%;

[0070] 11) 进行退火,控制退火温度在780~810 ℃

[0071] 12) 进行落料,将剪切好的坯料片在氮气保护气氛下进行奥氏体化,其奥氏体化温度在850~930 ℃并在此温度下保温4~6分钟;

[0072] 13) 进行热冲压成形,热冲压成形温度控制在 800~850 °C并在模具内保压10~20s,控制保压阶段钢板冷却速度在 30~50 °C/s

[0073] 14) 自然冷却至室温。

[0074] 表1本发明各实施例及对比例的化学成分列表 (wt%)

实施 例	C	Si	Mn	P	S	Ti	Als	B	N	Cr	Nb+V
1	0.31	1.33	1.12	0.0048	0.0028	0.0114	0.038	0.0035	0.0037	0.22	/
2	0.27	1.23	1.20	0.0050	0.0027	0.0082	0.031	0.0024	0.0034	0.28	/
3	0.30	1.35	1.45	0.0045	0.0030	0.0124	0.030	0.0041	0.0038	0.33	/
4	0.36	1.37	1.48	0.0043	0.0027	0.0078	0.027	0.0048	0.0036	0.27	/
5	0.32	1.36	1.34	0.0042	0.0029	0.0102	0.022	0.0044	0.0038	0.29	/
[0075] 6	0.35	1.42	1.28	0.0045	0.0026	0.0125	0.029	0.0045	0.0035	0.35	/
7	0.37	1.43	1.07	0.0042	0.0025	0.0092	0.032	0.0043	0.0032	0.37	/
8	0.39	1.56	1.42	0.0041	0.0024	0.0115	0.031	0.0041	0.0031	0.32	/
9	0.38	1.63	1.38	0.0042	0.0026	0.0112	0.033	0.0042	0.0032	0.34	/
对比例 1	0.35	0.32	1.4	0.015	0.0085	0.020	0.042	0.005	0.0086	0.44	0.042
对比例 2	0.34	0.31	1.2	0.012	0.0090	0.024	0.031	0.004	0.0095	0.32	0.044

[0076] 表2本发明各实施例及对比例的主要工艺参数列表

实施 例	CaO/Al ₂ O ₃	真空 度 Pa	氩气 流量 NL/ min	中包 钢水 过热 度 °C	拉坯 速度 m/min	铸坯入 加热炉 温度 °C	铸坯 加热 温度 °C	终轧 温度 °C	精轧 压 下 率 %	卷取 温度 °C
1	2.65	75	35	15	1.37	965	1224	877	91	651
2	2.72	78	42	14	1.43	986	1231	898	92	646
3	2.88	76	45	15	1.56	959	1213	886	93	658
4	3.12	72	36	13	1.63	964	1227	892	93	654
5	2.98	74	39	12	1.74	973	1242	901	92	660
[0078] 6	3.23	71	46	13	1.76	958	1244	899	91	652
7	2.82	67	37	12	1.85	975	1237	902	94	655
8	2.91	65	43	11	1.92	982	1243	895	95	648
9	3.95	68	41	12	1.87	985	1239	907	94	650
对比例 1	/	/	/	18	1.25	35	1248	882	91	678
对比例 2	/	/	/	22	1.20	38	1246	887	92	674

[0079] 续表2

[0080]

实施例	冷轧总压率 %	退火温度 °C	奥氏体化温度 °C	保温时间 min	热冲压成形温度 °C	模具内保压时间 s	保压阶段钢板冷却速度 °C/s
1	58	786	896	6	812	15	45
2	55	795	910	5	831	18	38
3	59	808	916	4	823	17	45
4	62	789	878	5	821	17	42
5	61	793	889	4	817	15	46
6	63	798	910	6	825	16	45
7	56	802	912	5	831	18	42
8	57	805	910	4	828	18	41
9	60	803	908	4	833	20	38
对比例 1	62	805	884	5	835	20	38
对比例 2	64	803	887	6	823	18	42

[0081] 将试验钢与对比钢进行常规力学性能对比,结果见表3;同时将试验钢和对比钢的氢致延迟开裂性能对比,在0.2mol/L的NaOH中进行,动态施加充氢电流,充氢电流密度0.5mA/cm²,拉伸应变速率1.0×10⁻⁵/s,通过计算延伸率损失(氢脆指数I_{HE}) $I_{HE} = \frac{\epsilon_A - \epsilon_E}{\epsilon_A}$ 来评价抗氢致延迟开裂性能,I_{HE}值越小代表抗氢致延迟开裂性能越好。对比钢和本方法生产的抗氢脆热成形钢抗氢致延迟开裂性能对比见表3。

[0082] 表3本发明各实施例及对比例力学性能检测结果列表

[0083]

实施例	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	伸长率 A _{50mm} %	TiN 夹杂最大尺寸 μm	TiN 夹杂物分布密度 个/mm ²	氢脆指数 I _{HE} %
1	1125	1825	5.3	4.3	0.15	36
2	1138	1826	5.4	4.8	0.18	38
3	1140	1834	5.5	4.4	0.14	37
4	1146	1856	5.2	4.6	0.19	39
5	1165	1842	5.6	4.5	0.17	38
6	1152	1854	5.8	4.0	0.16	35
7	1187	1889	6.3	3.8	0.13	31
8	1175	1898	6.4	3.6	0.12	30
9	1173	1880	6.2	3.7	0.14	31
对比例 1	1085	1804	5.1	9.7	4.14	81
对比例 2	1097	1834	5.2	10.6	4.32	82

[0084] 从表3的试验结果可以看到实施案例1~3均有较好的性能,技术改进后其TiN夹杂的尺寸和数量均明显改变,TiN最大尺寸从11μm左右降低到不超过5μm,分布密度由不低于4.0个/mm²下降到0.2个/mm²以下,其氢致延迟开裂敏感性由原来的80%降低到≤40%。

[0085] 本具体实施方式仅为最佳例举,并非对本发明技术方案的限制性实施。