



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 111647818 B

(45) 授权公告日 2021.11.05

(21) 申请号 202010626267.7

C22C 38/06 (2006.01)

(22) 申请日 2020.07.02

C22C 38/02 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

C22C 38/12 (2006.01)

申请公布号 CN 111647818 A

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 1/26 (2006.01)

(43) 申请公布日 2020.09.11

(56) 对比文件

(73) 专利权人 武汉科技大学

CN 109154049 A, 2019.01.04

地址 430081 湖北省武汉市青山区和平大道947号

CN 107058854 A, 2017.08.18

CN 108642403 A, 2018.10.12

(72) 发明人 甘晓龙 万响亮 徐光 赵刚
杨庚蔚 刘升 肖欢 许耀文

审查员 吴启帆

(74) 专利代理机构 湖北武汉永嘉专利代理有限公司 42102

代理人 段姣姣

(51) Int. Cl.

C22C 38/04 (2006.01)

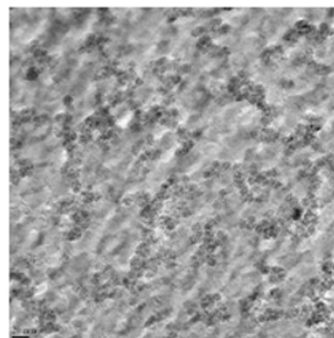
权利要求书2页 说明书7页 附图1页

(54) 发明名称

一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢及生产方法

(57) 摘要

一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢,其组分及wt%为:C:0.91~1.35%,Si:0.21~0.53%,Mn:8.5~16.2%,Al:13.7~22.4%,Nb:0.11~0.23%,V:0.15~0.32%,P:≤0.018%,S:≤0.008%,N:≤0.008%;生产方法:冶炼并连铸成坯;对铸坯加热,除鳞;精轧;层流冷却;卷取;自然冷却至室温;冷轧;连续退火。本发明通过合理的成分和工艺控制并结合Nb微合金化技术,使所述高锰高铝钢的组织得到了充分细化,同时在Nb、V微合金的析出强化等强化方式的共同作用下,使所述高锰高铝钢的屈服强度在1653~1721MPa,抗拉强度在2035~2119MPa,延伸率在52~62%,且厚度更薄;其退火工艺更为简单,退火时间更短。



1. 一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢,其组分及重量百分比含量为:C:1.31~1.35%, Si:0.22~0.53%, Mn:8.5~14.9%, Al:16.2~22.4%, Nb:0.11~0.23%, V:0.15~0.27%或V:0.29~0.32%, P:≤0.008%, S:≤0.002%, N:≤0.003%,其余为Fe和不可避免的杂质;力学性能:屈服强度在1653~1721MPa,抗拉强度在2035~2119MPa,延伸率在52~62%,成品组织主要由残余奥氏体和马氏体组成,残余奥氏体体积比例不少于85%,奥氏体晶粒尺寸在1.1~2.7 μ m,带钢厚度在0.04~0.59mm;生产方法:

1) 冶炼并连铸成坯,期间,浇注中控制拉坯速度在3.5~5.1m/min,铸坯的厚度控制在52~70mm;

2) 在隧道炉中对铸坯进行加热,控制加热温度在1183~1257℃,加热时间在25~41min;

3) 进行高压水除鳞,除鳞水压力控制在为31~41MPa;

4) 进行7机架精轧,期间,控制:第1机架压下率不低于62%,第2机架压下率不低于55%;带钢在第7机架出口温度在723~779℃;热轧后的带钢厚度在0.8~2.2mm;

5) 进行层流冷却,在冷却速度为83~163℃/s下冷却至卷取温度;

6) 进行卷取,卷取温度在251~327℃;

7) 自然冷却至室温;

8) 进行冷轧,控制累计压下率在82~95%;轧后带钢厚度在0.04~0.59mm;

9) 进行连续退火:首先以83~156℃/s的升温速度升温至880~935℃,并在该温度下停留6~15min;再以83~154℃/s的速度冷却至327~394℃,并在该温度下停留13~20min;然后自然冷却至室温。

2. 如权利要求1所述的一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢,其特征在于:Nb的重量百分比含量为0.13~0.21%。

3. 生产如权利要求1所述的一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢的方法,其步骤:

1) 冶炼并连铸成坯,期间,浇注中控制拉坯速度在3.5~5.1m/min,铸坯的厚度控制在52~70mm;

2) 在隧道炉中对铸坯进行加热,控制加热温度在1183~1257℃,加热时间在25~41min;

3) 进行高压水除鳞,除鳞水压力控制在为31~41MPa;

4) 进行7机架精轧,期间,控制:第1机架压下率不低于62%,第2机架压下率不低于55%;带钢在第7机架出口温度在723~779℃;热轧后的带钢厚度在0.8~2.2mm;

5) 进行层流冷却,在冷却速度为83~163℃/s下冷却至卷取温度;

6) 进行卷取,卷取温度在251~327℃;

7) 自然冷却至室温;

8) 进行冷轧,控制累计压下率在82~95%;轧后带钢厚度在0.04~0.59mm;

9) 进行连续退火:首先以83~156℃/s的升温速度升温至880~935℃,并在该温度下停留6~15min;再以83~154℃/s的速度冷却至327~394℃,并在该温度下停留13~20min;然后自然冷却至室温。

4. 如权利要求3所述的一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢的生产方法,其特征在于:在连续退火中升温速度在89~143℃。

5. 如权利要求3所述的一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢的生产方法,其特征在于:在连续退火中冷却速度在95~143℃。

6. 如权利要求3所述的一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢的生产方法,其特征在于:
层流冷却速度为95~163℃/s。

一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢及生产方法

技术领域

[0001] 本发明属于汽车用高强钢及生产方法,具体涉及一种具有超细晶粒尺寸的薄规格高锰高铝钢及生产方法。

背景技术

[0002] 近年来,随着我国汽车工业持续高速发展使汽车产量和保有量的不断攀升,对推动国民经济发展起到了积极的推动作用。然而,汽车能耗也对日益短缺的能源状况和恶化的环境状况产生巨大的影响和压力。在节能减排被空前重视之时,作为能源消耗大户的汽车行业无疑更令人关注。如何降低汽车能耗,除了小排量、发展新能源汽车等措施之外,有效减轻车重,实现汽车轻量化也是节能减排的重要举措之一。

[0003] 汽车轻量化就是在保证汽车的强度和安全性能的前提下,尽可能地降低汽车的整备质量,从而提高汽车的动力性,减少燃料消耗,降低排气污染。高锰高铝钢具有良好的塑性和较低的密度,是理想的汽车轻量化材料,采用高锰高铝钢替代传统的汽车用钢是实现汽车轻量化的有效手段。然而目前高锰高铝钢生产存在的主要问题是,虽然高锰高铝钢的塑性极好,然而其强度较低,大大限制了高锰高铝钢的应用。如经检索的:

[0004] 中国专利申请号为201710146561.6的文献,公开了《一种Nb、V、Ti微合金化高锰高铝钢的真空熔炼方法》。该专利公开了一种Nb、V、Ti微合金化高锰高铝钢的真空熔炼方法。所述高锰高铝钢的化学成分质量百分比为:C:0.8~1.0%、Mn:28~30%、Al:8.0~10%、Nb:0.02~0.10%、V:0.02~0.10%、Ti:0.02~0.10%、P<0.003%、S<0.003%,余量为Fe及不可避免杂质。该文献主要解决了现有技术中的熔炼工艺过程中其铝含量易烧损而不好控制的问题,能够精确控制熔炼过程中加入的锰、铝、钛的含量,保证熔炼出来的Nb、V、Ti微合金化高锰高铝钢中锰、铝、钛的含量符合要求,又能够使得熔炼出来的钢水中的合金元素分布均匀,保证了钢水的质量。该专利主要描述了所述成分高锰高铝钢的熔炼过程,并未涉及后续的轧制热处理过程,并从其描述的强度范围来看,该钢的强度较低,抗拉强度为1080~1230MPa,强塑积也较低,即为48.6~56.6GPa·%。从该钢的生产描述过程来看,该钢是在实验室进行的相关实验并不具备规模化生产的条件。

[0005] 还有如中国专利申请号为201711376945.3的文献,公开了《一种高强度高塑性低密度钢及其制造方法》。所述高锰高铝钢低密度钢采用真空感应炉冶炼,所述钢的化学成分质量分数为:1.0~1.6wt%C、25~28wt%Mn、2~8wt%Al,余量为Fe。钢锭经过1160~1200℃高温均质化处理,8小时≤扩散时间≤40小时,装炉温度≤300℃,均质化处理后锻造成直径为16mm的圆棒,取标准拉伸试样,再经700~1200℃固溶1~3h后油淬冷却,然后在300~550℃下时效5~10h。所述高锰高铝钢的抗拉强度为1310MPa,延伸率为37%。从上述描述可以发现,其存在在锻造成型后仍需要经过4~13h的退火处理,导致退火耗时长,生产过程复杂,生产工艺还有待进一步改进。另外从该专利的描述来看该钢也是在实验室条件下进行的相关实验,也不具备规模化生产的条件,并且该钢的其强度和强塑积较低。

发明内容

[0006] 本发明的目的在于克服现有技术存在而不足,提供一种屈服强度在1653~1721MPa,抗拉强度在2035~2119MPa,延伸率在52~62%,且生产工艺简单的奥氏体低密度热轧钢及生产方法。

[0007] 实现上述目的的措施:

[0008] 一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢,其组分及重量百分比含量为:C:0.91~1.35%,Si:0.21~0.53%,Mn:8.5~16.2%,Al:13.7~22.4%,Nb:0.11~0.23%,V:0.15~0.32%,P: $\leq 0.018\%$,S: $\leq 0.008\%$,N: $\leq 0.008\%$,其余为Fe和不可避免的杂质;力学性能:屈服强度在1653~1721MPa,抗拉强度在2035~2119MPa,延伸率在52~62%,成品组织主要由残余奥氏体和马氏体组成,残余奥氏体体积比例不少于85%,奥氏体晶粒尺寸在1.1~2.7 μm ,带钢厚度在0.04~0.59mm。

[0009] 优选地:Nb的重量百分比含量为0.13~0.21%。

[0010] 生产一种超细晶粒尺寸薄规格高锰高铝钢的方法,其步骤:

[0011] 1)冶炼并连铸成坯,期间,浇注中控制拉坯速度在3.5~5.1m/min,铸坯的厚度控制在52~70mm;

[0012] 2)在隧道炉中对铸坯进行加热,,控制加热温度在1183~1257 $^{\circ}\text{C}$,加热时间在25~41min;

[0013] 3)进行高压水除鳞,除鳞水压力控制在为31~41MPa;

[0014] 4)进行7机架精轧,期间,控制:第1机架压下率不低于62%,第2机架压下率不低于55%;带钢在第7机架出口温度在723~907 $^{\circ}\text{C}$;热轧后的带钢厚度在0.8~2.2mm;

[0015] 5)进行层流冷却,在冷却速度为83~163 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 下冷却至卷取温度;

[0016] 6)进行卷取,卷取温度在251~327 $^{\circ}\text{C}$;

[0017] 7)自然冷却至室温;

[0018] 8)进行冷轧,控制累计压下率在73~95%;轧后带钢厚度在0.04~0.59mm;

[0019] 9)进行连续退火:首先以不低于83 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的升温速度升温至880~935 $^{\circ}\text{C}$,并在该温度下停留4~15min;再以不低于83 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却至327~415 $^{\circ}\text{C}$,并在该温度下停留13~20min;然后自然冷却至室温。

[0020] 优选地:在连续退火中冷却速度在95~143 $^{\circ}\text{C}$ 。

[0021] 优选地:层流冷却速度为95~163 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

[0022] 本发明中各元素及主要工艺的机理及作用

[0023] C元素是奥氏体稳定化元素,可以扩大奥氏体相区,推迟铁素体和贝氏体相变,降低马氏体的转变温度。但是,当C量过高时,会使钢的焊接性能急剧恶化,本发明中的C含量应控制在0.91~1.35%。

[0024] Si元素是铁素体形成元素,为了避免形成大量铁素体本发明的S含量不应过高。此外,Si在钢中能起到固溶强化的作用,同时是脱氧元素,为保证脱氧效果钢中Si含量不应过低,本发明中的Si含量应控制在0.21~0.53%。

[0025] Mn元素是奥氏体稳定化元素,能扩大奥氏体区,提高钢板的淬透性,因此Mn含量不应过低。此外,当Mn含量过高时,易形成带状组织,并且会导致钢材的焊接性能大幅下降,不利于钢材综合性能的改善。本发明中Mn含量控制在8.5~16.2%。

[0026] Al元素能有效抑制渗碳体的析出,提高奥氏体的稳定性,此外Al元素还能有效降低钢材的密度,使钢材有效轻质化,因此钢中的Al含量不应过低。但是当钢中的Al含量过高时容易造成连铸过程水口堵塞,导致钢水难以顺利浇注。本发明的Al含量应控制在13.7~22.4%。

[0027] Nb元素是强碳氮化物形成元素,在钢中加入少量的Nb能抑制变形奥氏体的再结晶,阻止奥氏体晶粒的长大,细化晶粒,提高钢的强度和韧性。Nb含量过低将难以起到抑制奥氏体晶粒长大的目的,Nb含量过高会导致不必要的合金浪费,本发明中的Nb含量控制在0.11~0.23%,优选地含量为0.13~0.21%。

[0028] V元素是强碳氮化物形成元素,钢中加入一定量的V能提高钢的强度和韧性。此外,V的碳氮化物在高温下的固溶度积较大,在低温下的固溶度积较小,所以一般在低温下容易析出细小的V(CN)、VC粒子,这些细小的析出物可起到沉淀强化的作用,能有效提高钢的力学性能,本发明中的V含量控制在0.15~0.32%。

[0029] 本发明的正是由于加入了一定量的Nb、V,宁配合本发明所述的生产工艺,使得所述高锰高铝钢的奥氏体晶粒尺寸得到了极大的细化,同时获得了很好的析出强化效果,使得本发明的性能较现有专利得到了大幅度的提升。

[0030] P元素会使钢的韧性降低,特别是剧烈地降低钢的低温冲击韧性,是钢中的有害元素,应尽量避免添加,结合实际生产控制水平,应将P含量控制在0.018%以下。

[0031] S元素易与钢中的Mn结合形成MnS夹杂,从而使钢的纵横向性能产生明显差异,并使钢的低温韧性恶化,本发明中的S含量应控制在0.008%以下。

[0032] N元素为钢中的有害元素,当其含量过高时,易在钢中形成气泡和疏松,从而导致铸坯质量下降,因此,本发明中的N含量的控制在0.008%以内。

[0033] 本发明之所以控制浇铸后的铸坯厚度在52~70mm,连铸拉速在3.5~5.1 m/min,是由于铸坯厚度太厚会导致后续轧制能力不足,无法轧制得到目标厚度范围内的成品;铸坯厚度太薄会导致后续轧制过程总压缩比小,导致成品再结晶不充分,造成成品混晶,严重影响成品质量。拉速过快或过慢,会导致液渣层厚度不稳定,容易导致连铸漏钢。

[0034] 本发明之所以强调在隧道炉中对铸坯进行加热,并控制加热温度在1183~1257℃,加热时间在25~41min,是由于如加热温度过低会导致钢中微合金元素难以充分固溶,导致后续生产过程微合金元素难以起到固溶强化和析出强化效果,此外加热温度过低会导致轧制过程变形抗力过大,从而难以轧制出目标厚度的带钢;如加热温度过高会超出加热炉加热能力,影响加热炉使用寿命。加热时间过短会导致铸坯温度不均匀,从而导致产品性能不均匀。加热时间过长会导致铸坯表面脱碳严重,影响钢带综合性能。

[0035] 本发明之所以进行高压水除鳞,且要求除鳞水压力在31~41MPa。除鳞水压力过小带钢表面氧化铁皮难以去除,轧制后会导致带钢表面缺陷,除鳞水压力过大会超出设备能力。

[0036] 本发明之所以进行7机架精轧,且控制第1机架压下率不低于62%,第2机架压下率不低于55%。带钢在第7机架出口温度控制在723~907℃。是由于第1、2机架压下率低会导致高温下奥氏体再结晶不完全,导致产品组织混晶,使产品质量下降,并还会导致微合金元素难以在轧制过程中发生形变诱导析出,导致高温下的奥氏体晶粒难以细化,使带钢综合性能降低;钢带在第7机架出口温度过低时导致机架变形抗力过大难以轧制,钢带在第7机架

出口温度过低时会导致轧制温度过高,带钢在轧制过程中发生回复,使带钢奥氏体晶粒粗大,使带钢综合性能降低。热轧后的带钢厚度范围为0.8~2.2mm。

[0037] 本发明之所以进行层流冷却,冷却速度为83~163℃/s,是由于层流冷却速度过慢会使V在冷却过程中析出,并在随后的卷取过程及退火过程中粗化,从而减弱析出强化效果。冷却速度过快一方面设备能力难以实现,另一方面会导致带钢板形变差。

[0038] 本发明之所以控制卷取温度为251~327℃,是由于卷取温度过低会发生大量的马氏体转变,降低带钢的综合力学性能。卷取温度过高,一方面会使带钢在卷取过程中发生回复,使带钢晶粒粗化,降低带钢的综合力学性能,另一方面,卷取温度过高,会使V在卷取过程大量析出,并在卷取后的冷却过程中发生粗化,使微合金元素的析出强化效果减弱。

[0039] 本发明之所以在卷取后对带钢自然冷却至室温后进行多道次冷轧,且控制冷轧累计压下率在73~95%,是为了获得足够形变储能的变形奥氏体,使得后续的退火过程奥氏体能充分再结晶细化,以提高带钢综合力学性能。冷轧变形量小会导致奥氏体的变形储能较低,再后续过程难以充分细化。

[0040] 本发明之所以进行连续退火处理,目的为:一方面使带钢能够充分完成再结晶,使晶粒充分细化,从而提高带钢的综合性能;另一方面,退火可消除带钢由于快速加热引起的表面温度不均,是带钢的内部组织结构均匀;再退火过程可使V的微合金析出物能充分析出,从而提高带钢的综合力学性能。之所以先以 $\geq 83^\circ\text{C}/\text{s}$ 的升温速度快速升温至880~935℃,并在该温度下停留4~15min,是由于升温速度过慢会使V的微合金析出物在高温时析出并粗化,减弱析出强化效果;升温温度过低,停留时间过短,会使变形奥氏体难以发生再结晶,奥氏体晶粒难以细化。升温温度过高,停留时间过长,会使奥氏体晶粒发生长大粗化,降低带钢综合性能。

[0041] 之所以控制高温段结束后,再以 $\geq 83^\circ\text{C}/\text{s}$ 的速度快速冷却至327~415℃,并在该温度下停留13~20min后自然冷却至室温。是由于冷却速度过慢会使V的微合金析出物在高温时析出并粗化,减弱析出强化效果。降温温度过低,停留时间过短,会导致V的析出物难以析出,使析出强化效果减弱。降温温度过高,停留时间过长,会导致V的析出物发生粗化,使析出强化效果减弱。使带钢的综合力学性能降低。

[0042] 本发明与现有技术相比,在于通过合理的成分和工艺控制并结合Nb微合金化技术,使得本发明所述高锰高铝钢的组织得到了充分细化,晶粒细化是同时提高强度和塑性的有效手段,本发明所述高锰高铝钢平均晶粒尺寸比现有的高锰高铝钢更细。同时在Nb、V微合金的析出强化等强化方式的共同作用下,使得本发明所述高锰高铝钢的屈服强度在1653~1721MPa,抗拉强度在2035~2119MPa,延伸率在52~62%,且厚度更薄,与其它高锰高铝钢需要经过复杂的退火工艺相比,所采用的退火工艺更为简单,退火时间更短,生产效率大幅提高。

附图说明

[0043] 图1为本发明的金相组织图;

[0044] 图2为本发明的析出物图。

具体实施方式

[0045] 下面对本发明予以详细描述：

[0046] 表1 为本发明各实施例及对比例的成分取值列表；

[0047] 表2 为本发明各实施例及对比例的主要工艺参数列表；

[0048] 表3 为本发明各实施例及对比例主要性能列表；

[0049] 表4 本发明各实施例及对比例的专用保护渣参数列表。

[0050] 本发明各实施例按照以下制备方法进行生产：

[0051] 1) 冶炼并连铸成坯，期间，浇注中控制拉坯速度在3.5~5.1m/min，铸坯的厚度控制在52~70mm；

[0052] 2) 在隧道炉中对铸坯进行加热，控制加热温度在1183~1257℃，加热时间在25~41min；

[0053] 3) 进行高压水除鳞，除鳞水压力控制在为31~41MPa；

[0054] 4) 进行7机架精轧，期间，控制：第1机架压下率不低于62%，第2机架压下率不低于55%；带钢在第7机架出口温度在723~907℃；热轧后的带钢厚度在0.8~2.2mm；

[0055] 5) 进行层流冷却，在冷却速度为83~163℃/s下冷却至卷取温度；

[0056] 6) 进行卷取，卷取温度在251~327℃；

[0057] 7) 自然冷却至室温；

[0058] 8) 进行冷轧，控制累计压下率在73~95%；轧后带钢厚度在0.04~0.59mm；

[0059] 9) 进行连续退火：首先以不低于83℃/s的升温速度升温至880~935℃，并在该温度下停留4~15min；再以不低于83℃/s的速度冷却至327~415℃，并在该温度下停留13~20min；然后自然冷却至室温。

[0060] 表1 本发明各实施例及对比例的成分列表 (wt%)

[0061]

实施 例	C	Si	Mn	Al	Nb	V	P	S	N
1	1.05	0.33	11.7	15.9	0.17	0.24	0.015	0.004	0.003
2	1.35	0.29	15.0	14.3	0.13	0.17	0.008	0.007	0.006
3	0.91	0.47	9.3	13.7	0.20	0.32	0.013	0.005	0.008
4	1.17	0.21	14.9	17.1	0.11	0.26	0.011	0.006	0.005
5	0.97	0.51	16.2	21.6	0.19	0.13	0.018	0.003	0.007
6	1.29	0.22	13.8	20.5	0.21	0.29	0.006	0.008	0.003
7	1.22	0.41	11.6	22.4	0.18	0.31	0.014	0.007	0.008
8	1.31	0.53	9.9	17.8	0.22	0.15	0.009	0.003	0.005
9	1.24	0.34	12.3	16.2	0.23	0.18	0.015	0.005	0.003
10	1.30	0.45	8.5	19.7	0.14	0.27	0.017	0.002	0.004
对比 例 1	0.52	0.65	0.13	0.02	0.04	0.02	0.029	0.017	0.029
对比 例 2	0.13	0.07	3.6	0.85	0.33	0.46	0.052	0.24	0.15
对比 例 3	1.42	0.11	21.3	1.33	0.01	0.11	0.061	0.37	0.32

[0062] 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	铸坯 厚度 mm	拉速 m/min	铸坯 加热 温度 ℃	加热 时间 min	除鳞 水压 力 MPa	第1机架 压下率 %	第2机架 压下率 %	第7机 架出口 温度 ℃	热轧带 钢厚度 mm
1	70	4.3	1197	29	40	66	61	769	1.6
2	58	3.9	1232	32	37	65	59	815	2.2
3	61	3.7	1185	40	41	67	63	907	1.3
4	52	5.1	1257	27	35	75	55	883	0.8
5	55	4.9	1235	33	33	69	58	751	1.5
6	64	4.2	1214	25	36	73	60	779	1.2
7	59	5.0	1195	39	31	62	57	723	1.9
8	67	3.5	1183	26	39	71	62	852	1.0
9	53	4.4	1205	35	40	64	65	897	1.4
10	62	4.6	1221	41	32	65	66	901	2.0
对比 例 1	34	2.3	1276	17	13	43	31	925	3.6
对比 例 2	89	6.5	1128	48	22	21	27	662	4.3
对比 例 3	93	1.2	1013	21	8	35	22	703	5.2
实施 例	层流 冷却 冷却 速度 ℃/s	卷取 温度 ℃	冷轧 累计 压下 率%	退火 过程 升温 速度 ℃/s	高温 退火 温度 ℃	高温段 停留停 留时间 min	退火过程 冷却速度 ℃/s	低温退 火温度 ℃	低温段 停留停 留时间 min
1	96	276	82	95	893	7	94	339	15
2	117	327	73	132	935	5	89	356	17
3	132	293	77	89	917	10	83	403	13
4	83	310	95	117	898	13	107	327	16
5	155	251	91	83	916	11	131	394	14
6	97	292	75	101	880	4	125	372	19
7	101	284	86	156	899	9	119	366	13
8	163	307	71	123	904	15	102	348	20
9	149	269	84	105	922	7	97	415	17
10	124	272	90	134	931	6	154	412	16
对比 例 1	56	654	65	36	812	1	32	263	3
对比 例 2	71	411	43	61	973	22	51	572	7
对比 例 3	45	135	52	54	772	3	67	134	32

[0063]

[0064] 表3 本发明各实施例及对比例主要性能列表

[0065]

实施例	成品带钢 厚度 mm	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	延伸率 %	奥氏体平均 晶粒尺寸 um	强塑积 GPa·%
1	0.29	1721	2087	55	2.4	114.79
2	0.59	1674	2035	57	1.9	116.00
3	0.30	1653	2101	62	1.5	130.26
4	0.04	1705	2116	56	1.1	118.50
5	0.14	1692	2057	54	2.3	111.08
6	0.30	1713	2063	52	2.7	107.28
7	0.27	1691	2119	59	2.2	125.02
8	0.29	1669	2084	58	1.6	120.87
9	0.22	1682	2091	53	2.6	110.82
10	0.20	1701	2075	61	1.4	126.58
对比例1	1.26	611	742	21	23.5	15.58
对比例2	2.45	793	879	13	15.7	11.43
对比例3	2.50	916	1053	7	11.8	7.37

[0066] 从表3可以发现,本发明生产的高锰高铝钢的晶粒尺寸远细与现有的高锰高铝钢,从而使本专利所述高锰高铝钢的细晶强化效果远优于现有的高锰高铝钢,同时配合其它的强化方式使得本发明所述的高锰高铝钢的屈服强度、抗拉强度、延伸率和强塑积远优于现有已报道的高锰高铝钢的性能水平。

[0067] 上述实施例仅为最佳例举,而并非是对本发明的实施方式的限定。

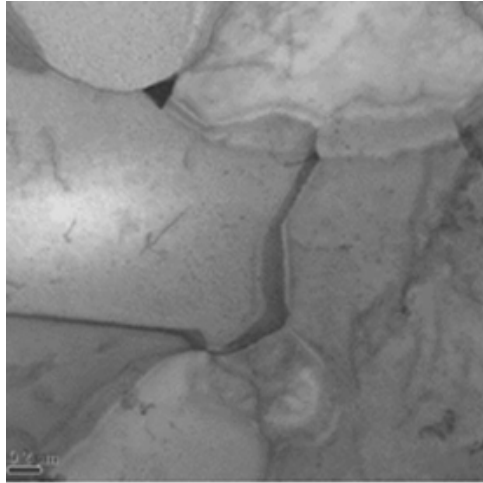


图1

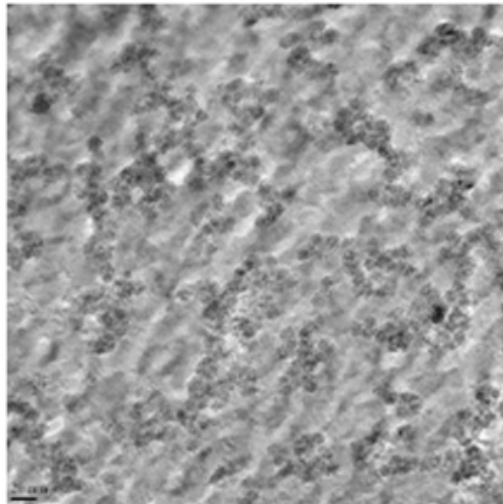


图2