



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 116900178 A

(43) 申请公布日 2023. 10. 20

(21) 申请号 202310736447.4 *C22C 38/02* (2006.01)  
(22) 申请日 2023.06.20 *C22C 38/06* (2006.01)  
(71) 申请人 本钢板材股份有限公司 *C22C 38/38* (2006.01)  
地址 117000 辽宁省本溪市平山区人民路 *C22C 38/34* (2006.01)  
16号 *C22C 38/26* (2006.01)  
申请人 东北大学 *C22C 38/24* (2006.01)  
(72) 发明人 王飞 王鲁宁 徐伟 杨得草 *C22C 38/28* (2006.01)  
胡军 王灵禹 *C22C 38/20* (2006.01)  
(74) 专利代理机构 大连东方专利代理有限责任 *C22C 38/04* (2006.01)  
公司 21212  
专利代理师 赵淑梅 李馨

(51) Int. Cl.  
*B21D 37/16* (2006.01)  
*B21D 22/02* (2006.01)  
*C22C 38/04* (2006.01)

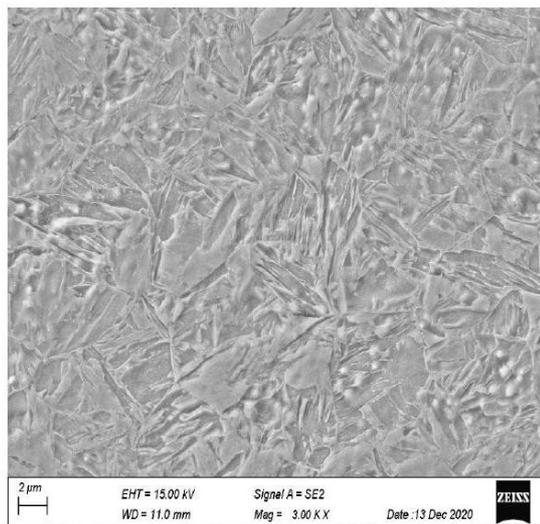
权利要求书1页 说明书6页 附图2页

(54) 发明名称

一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法

(57) 摘要

本发明公开了一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法,通过创新采用高Cr-Si合金成分体系设计,避免添加Ni、Mo等昂贵合金元素,节约了Al-Si镀层工艺环节材料与能源;采用感应加热和常规加热炉快速加热的进阶热冲压成形方法,感应加热实现短时间内将料片加热至400℃以上,可采用裸板直接热成形,成本低,工艺简单,易于实现工业化;热成形钢产品塑性优异、表面光洁白亮、表面氧化皮薄,无需进行抛丸去氧化皮过程,大幅提升热成形生产效率;解决了现有技术热成形钢板采用B元素提高淬透性,形成的全马氏体组织塑性、强韧性、淬透性不足,以及裸板热成形时严重氧化等问题;实现了厚度超过6mm热成型钢的生产。



1. 一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法,其特征在于,所述热成形钢成分体系如下,C:0.15~0.35%,Mn:0.8~3.2%,Si:0.8~2.8%,S:<0.01%,P:<0.015%,Al:0.01~0.05%,Cr:1.5~3.9%,Nb:0.01~0.05%,V:0.01~0.05%,Ti:0.01~0.03%,Cu:0.05~0.15%,余量为Fe和其他不可避免的杂质。

2. 根据权利要求1所述的热成形钢的进阶热冲压成形方法,其特征在于,所述方法包括以下步骤:

①加热过程:将上述成分体系的1.2~10mm钢板先经过感应加热,在10s以内将所述钢板加热至400-680℃;而后在加热炉中加热至880-980℃,并在炉中保温2-15min,炉内气氛为空气、氮气的一种或为氮气加甲烷混合气体;

②转移过程:将步骤①加热后的钢板在空气中转移至热冲压成形压力机,转移过程为5-18s,转移后温度为720-860℃;

③热冲压成形处理:钢板在内部带有冷却系统的模具内热冲压成形,并处于保压状态,压强为3-25MPa,随后以15-200℃/s的冷却速度快速淬火到马氏体完成温度以下,获得高强度热成形钢;

④烘烤过程:将步骤③获得的热成形钢放入170℃的热处理炉中保温20min。

3. 根据权利要求2所述的热成形钢的进阶热冲压成形方法,其特征在于,所述加热过程先经过感应加热将钢板加热至400℃~680℃,而后再经加热炉加热至目标温度并保温。

4. 根据权利要求3所述的方法,其特征在于,所述加热过程中加热炉内的保护气氛采用氮气或者采用氮气加甲烷混合气体。

5. 根据权利要求4所述的方法,其特征在于,所述加热过程得到原始奥氏体晶粒尺寸为4-50μm的完全奥氏体化的高温组织。

6. 根据权利要求5所述的方法,其特征在于,所述快速淬火后钢板的显微组织为马氏体和1-8%的残余奥氏体,屈服强度1200-1400MPa、抗拉强度1500-1800MPa、延伸率8-14%,弯曲角达到60°以上,表面氧化铁皮厚度0.2-1.5μm。

## 一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于金属加工技术领域,具体涉及一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法。

### 背景技术

[0002] 汽车产业的飞速发展,在丰富人们物质文化生活的同时,也带来了能源的大量消耗以及环境的持续恶化。汽车的生产和消费涉及能源、环境、安全等诸多领域,这些领域所暴露出来的问题逐步对汽车产业的发展形成了制约。人们尝试采取不同的方法解决这些矛盾,比如提高燃油经济性、开发替代能源、构建智能交通等。从汽车设计与制造的角度来看,在保证车身强度与安全性的前提下,通过优化材料来实现汽车轻量化是满足交通领域绿色发展要求的重要途径。有资料显示,整车质量每降低10%,燃料消耗量可减少6%~8%,尾气排放减少5%~6%。而先进高强汽车钢在白车身上的应用可以同时满足安全性和轻量化要求。实现减重且不损害安全性这一目标的汽车用钢对性能要求很高,不仅要有较高的强度还要同时具备良好的成形性。先进高强汽车钢由于其高强、高韧、高吸能性、高抗侵入性等优异特点,可以很好地满足当前汽车生产的需要。

[0003] 在汽车轻量化以及保障乘客更好的安全背景下,作为车身主题结构材料的先进高强钢呈现出规格更薄和强度更高的趋势。目前先进高强钢应用级别已经达到1180MPa,更高强度级别的先进高强钢( $\geq 1500$ MPa)也已研发。虽然传统冷冲压技术应用成本低廉,但超高强度的钢板给冷冲压带来一定的困难,如大回弹、低成形性、模具损伤等诸多问题,而热成形技术可以很好的解决或避免这些问题。

[0004] 然而,在进行热成形时,裸钢在高温氧化问题上无法避免,虽然不锈钢可以有很好的高温抗氧化性能,但是合金成本高昂且焊接性能差,无法大规模应用。因此,商业用热成形裸钢即使是在 $N_2$ 条件下生产,依然具有严重的高温氧化问题,在热成形之后对表面形成的氧化皮需进行抛丸去除,不仅增加成本而且严重影响加工精度。针对热成形氧化防护问题,目前广泛采用Al-Si镀层。但镀层钢也会存在一些问题:由于目前广泛使用的Al-Si镀层专利由安赛乐米塔尔持有,需要支付大量专利费,并且镀层原料和工艺成本较高,生产周期较长;镀层后的热成形钢传热效率慢、生产节奏低,镀层会沾辊并且影响钢的焊接性能。

[0005] 另外,传统的热成形钢22MnB5因自身的合金成分限制,导致韧性和吸能性不足,因为这种硼钢是依靠B提高淬透性,淬火后为板条马氏体组织,因此延伸率与弯曲性能较差,也影响了碰撞过程的安全性能。并且,现有的热成形钢22MnB5的淬透性不足,钢板厚度超过6mm即无法进行热成形,所以现有技术中无法生产厚度超过6mm的热成形钢。

[0006] 目前常规热成形钢的热冲压工艺是将硼钢钢板通过辊体炉加热至奥氏体化状态,快速转移到模具中进行冲压成形,在保证一定压力的情况下,同时制件在模具本体中以大于 $27^\circ\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度进行淬火处理,保压淬火一段时间,以获得具有均匀马氏体组织的超高强钢零件。针对Al-Si镀层板受合金层形成机理限制,只能用小于 $15^\circ\text{C}/\text{s}$ 的速度进行加热至奥氏体化温度,同时Al-Si镀层板由于其表面的Al-Si层而无法通过感应加热来实现快速

升温;针对裸板,由于在热成形时发生严重氧化,在热成形后需要进行抛丸处理,以达到后续零件制备的表面要求。

### 发明内容

[0007] 为了克服上述现有技术存在的缺陷,本发明针对现有技术中热成形钢板均采用B元素提高淬透性,形成的全马氏体组织的塑性不足并且强韧性不足,以及现有热成形钢板的裸板进行热成形时严重氧化,而能够防氧化的Al-Si镀层板生产工艺复杂、成本高昂等问题,本发明提供了一种低成本的高Cr-Si合金成分体系,且提供了一种针对该成分体系的免镀层热成形钢采用感应加热和常规加热炉这种快速加热的进阶热冲压成形制备方法,由于感应加热能够实现瞬间加热料片,根据不同产品厚度,通过感应加热方式在短时间内将其加热至400℃以上,而后再放入加热炉进行二次加热至目标温度并保温。利用感应加热与常规加热炉加热混合的形式,制备过程简单,制备出的热成形钢产品塑性优异、表面光洁白亮、表面氧化皮薄,无需进行后续的抛丸去氧化皮过程,同时也大幅提升热成形的生产效率。

[0008] 为了实现上述发明目的,本发明提供了一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法,所述热成形钢成分体系如下(按质量百分含量计)C:0.15~0.35%,Mn:0.8~3.2%,Si:0.8~2.8%,S:<0.01%,P:<0.015%,Al:0.01~0.05%,Cr:1.5~3.9%,Nb:0.01~0.05%,V:0.01~0.05%,Ti:0.01~0.03%,Cu:0.05~0.15%,余量为Fe和其他不可避免的杂质。

[0009] 本发明采用的是高Cr-Si合金化钢并复合添加少量微合金化元素。C是奥氏体稳定化元素,C与微合金化元素结合能够起到析出强化的作用,但是过高含量的C恶化焊接性能,因此采用碳的质量百分比为0.15~0.35%。Mn可显著增加淬透性,但高锰含量提高碳当量,恶化焊接性能,而且降低抗高温氧化性能,因此采用锰的质量百分比为0.8~3.2%。Cr能够显著提高淬透性,细化淬火马氏体板条,而且Cr能够大幅提高热成形过程的抗高温氧化性能,从1500MPa级热成形钢性能与合金成本考虑,采用铬的质量百分比为1.5~3.9%。Si能够起到固溶强化的作用,而且Si可有效抑制粗大碳化物形成,Si也具有增强抗高温氧化作用,过多含量的Si引发脆性,因此采用硅的质量百分比为0.8~2.8%。Nb在控制轧制过程中抑制奥氏体再结晶,可显著细化高温奥氏体晶粒,实现热轧代替冷轧工艺的作用,Nb含量过高恶化连铸坯表面质量,因此采用铌的质量百分比为0.01~0.05%。V可以细化淬火马氏体板条,而且V与Nb共同析出相起到沉淀强化作用,而且析出相可提高抗氢脆性能,因此钒的质量百分比为0.01~0.05%。Ti的作用为细化原奥氏体晶粒,微量的Ti固定N原子形成析出相,抑制焊接粗晶热影响区奥氏体晶粒的异常长大,因此采用钛的质量百分比为0.01~0.03%。Cu能够提高耐腐蚀性能,过高的Cu引发脆性,因此采用铜的质量百分比为0.05~0.15%。Al主要用来脱氧和细化晶粒,一定程度上提高钢的组织性能均匀性,因此,采用铝的质量百分比为0.01~0.05%;S、P为钢中杂质元素,应控制在一定范围内。

[0010] 该成分的热成形钢高温抗氧化能力强,因此该成分的钢板用于热成形时,不需要添加防氧化Al-Si镀层,可以直接将裸板用于热成形,裸板热成形后氧化皮薄,无需再进行抛丸等去氧化皮处理。

[0011] 一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法,所述方法包括以下

步骤:

[0012] ①加热过程:将上述成分体系的1.2~10mm钢板先经过感应加热,在10s以内将所述钢板加热至400-680℃;而后在加热炉中加热至880-980℃,并在炉中保温2-15min,炉内气氛为空气、氮气的一种或为氮气加甲烷混合气体。加热过程得到原始奥氏体晶粒尺寸为4-50um的完全奥氏体化的高温组织。

[0013] 所述组分的高Cr-Si合金化钢的钢板可以通过热轧加工该成分连铸坯料制得,在轧制后的卷取、罩式炉退火等过程中会形成一定含量的含Cr碳化物,在热成形的奥氏体化过程中,Cr碳化物溶解速率较慢,析出相的钉扎作用与Cr原子的拖拽作用能够抑制奥氏体晶粒的长大,与传统的热成形钢22MnB5相比,奥氏体晶粒尺寸显著细化。同时,所述组分的高Cr-Si合金化钢钢板无需镀层即可进行热成形。且相比于传统Al-Si镀层钢板,在热冲压成形过程中因传热速率高,可以加速奥氏体化过程,并缩短等温时间,提高生产效率。

[0014] 通过改变加热炉中的加热温度与等温时间,能够改变原奥氏体晶粒尺寸、形态、元素的分布,也会引起马氏体相变温度以及残余奥氏体含量的变化,最终影响终态的组织性能。本发明根据钢种的特点,选择了合适的感应加热和加热炉加热炉的加热温度和等温时间。

[0015] 热成形过程中为了减缓钢板高温氧化速率,所述加热炉内的保护气氛采用氮气或者采用氮气加甲烷混合气体,通过调控炉内气氛,在一定程度上可控制裸板在热成形过程的高温氧化行为以及终态表面氧化铁皮厚度。

[0016] ②转移过程:将步骤①加热后的钢板在空气中转移至热冲压成形压力机,转移过程为5-18s,转移后温度为720-860℃。

[0017] ③热冲压成形处理:钢板在内部带有冷却系统的模具内热冲压成形,并处于保压状态,压强为3-25MPa,随后以15-200℃/s的冷却速度快速淬火(模淬)到马氏体完成温度以下(约200℃),获得高强度热成形钢。模淬后钢板的显微组织为马氏体和1-8%的残余奥氏体,屈服强度1200-1400MPa、抗拉强度1500-1800MPa、延伸率8-14%,弯曲角能够达到60°以上,表面氧化铁皮厚度0.2-1.5μm。

[0018] 传统的22MnB5热成形钢依靠B提高淬透性,淬火后为板条马氏体组织,因此延伸率与弯曲性能较差,也影响了碰撞过程的安全性能。而本发明所述的高Cr-Si合金化热成形钢中,Cr具有显著的稳定奥氏体的作用,通过改变热成形过程的压强能够调节模淬的冷却速率,除了形成板条马氏体,还可获得一定含量的残余奥氏体,在应变作用下发生TRIP效应,大幅提高塑性与弯曲性能。

[0019] ④烘烤过程:将步骤③获得的热成形钢放入170℃的热处理炉中保温20min。烘烤过程可以提高热成形后钢板的屈服强度,降低抗拉强度,弯曲角和延伸率略有提高。

[0020] 与现有技术相比,本发明的有益效果:

[0021] ①成本低。一方面钢成分设计中没有添加Ni、Mo等昂贵合金元素,采用Cr-Si合金化从源头上降低成本,另一方面工艺流程简单化,节约Al-Si镀层中间环节材料与能源,从过程中降低成本,免镀层热成形钢抗氧化性能好,可采用裸板直接热成形并免去了热成形后的抛丸去氧化铁皮工序成本。

[0022] ②提升热成形生产效率。通过感应加热可实现在短时间内将料片加热至400℃以上,加热效率提高40%,同时可缩短20%加热时间,从而与目前常规热成形工艺相比,进一

步提升了热成形的生产效率。

[0023] ③制备工艺流程简单,容易实现工业化。热成形钢生产工艺流程包含感应加热、加热炉加热、热冲压成形、模淬冷却处理,与Al-Si镀层热成形钢相比传热快,生产效率高,无需考虑Al-Si镀层沾辊后零件表面破损和辊道清理的问题,工艺流程易于控制、操作简单,通过调控加热炉气氛与热冲压压强即可获得高属性与高表面质量的效果,容易实现工业化生产。

[0024] ④所述热成形钢塑性优异。原奥氏体晶粒尺寸细小,淬火后获得均匀的板条马氏体和一定含量的残余奥氏体,由于组织均匀性与残余奥氏体的TRIP效应,显著提高塑性;热成形后屈服强度为1200-1400MPa,抗拉强度为1500-1800MPa,延伸率为8.0-14%,弯曲角能够达到60°以上。

[0025] ⑤所述热成形钢表面质量良好。热成形后的表面氧化铁皮厚度0.25-1.5 $\mu\text{m}$ 。

[0026] ⑥Al-Si镀层板无法通过感应加热的方式来实现快速升温。

### 附图说明

[0027] 图1为实施例1热冲压成形处理模淬后钢板的显微组织图片;

[0028] 图2为实施例1烘烤过程后得到热成形钢的弯曲性能曲线图(横坐标-载荷位移/mm,纵坐标-载荷/N);

[0029] 图3为实施例1烘烤过程后得到热成形钢的氧化铁皮厚度显微组织图片;

[0030] 图4为对比例1热成形钢的截面SEM图。

### 具体实施方式

[0031] 以下结合具体实施例对本发明作进一步说明,但不以任何方式限制本发明。为免赘述,以下实施例中的原材料若无特别说明则均为市售产品,所用方法若无特别说明则均为常规方法。实施例中观测微观组织与截面氧化铁皮形貌采用Zeiss Auriga扫描电镜,实施例中力学性能检测采用Instron 5984拉伸机。

[0032] 实施例中采用的感应加热设备为高频感应加热机,采用的加热炉为箱式电阻炉,采用的热成形设备为热冲压成形压力机。

[0033] 实施例中,合金坯料按照下述方法制备成用于热冲压成形的热轧钢板:将合金坯料(连铸坯)在加热炉内加热至1150~1280 $^{\circ}\text{C}$ 并保温1~2h,经过一次除鳞,除去炉生氧化铁皮,粗轧开轧温度为1100~1200 $^{\circ}\text{C}$ ,经过6道次粗轧,所述粗轧的总压下率为76%~83%,中间坯厚度为40mm~55mm;在精轧前除去次生氧化铁皮后,经6~7道次精轧成指定厚度的钢带,精轧的开轧温度和终轧温度分别为1000~1080 $^{\circ}\text{C}$ 和870~930 $^{\circ}\text{C}$ ,热轧结束后以5~25 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率水冷至卷取温度。

[0034] 对钢带进行卷取,随后空冷至室温,获得热轧钢板。对热轧钢板进行罩式炉退火处理,罩式炉退火过程采用氢气气氛,使温度从室温加热至245 $^{\circ}\text{C}$ ~400 $^{\circ}\text{C}$ 温度期间,加热速度平均为150 $^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ ;而后,再加热至保温目标温度(650 $^{\circ}\text{C}$ ~770 $^{\circ}\text{C}$ ),加热速度平均为45 $^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ ;在目标温度保温8~12小时;从目标温度冷却到300 $^{\circ}\text{C}$ ~500 $^{\circ}\text{C}$ 及随后快速冷却到出炉温度100 $^{\circ}\text{C}$ ,冷却速度平均为35 $^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ ;冷却到100 $^{\circ}\text{C}$ 时出炉。

[0035] 对罩式炉退火后的热轧钢板进行开卷拉矫,经过酸洗,将氧化皮去除至2 $\mu\text{m}$ 以下,

形成用于后续热冲压成形的热轧钢板。

[0036] 实施例1

[0037] 一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法,所述合金坯料按重量百分比计化学组成为C:0.30%,Mn:0.8%,Si:0.8%,S:0.005%,P:0.008%,Al:0.01%,Cr:3.5%,Nb:0.05%,V:0.01%,Ti:0.03%,Cu:0.05%,余量为Fe和其他不可避免的杂质;制备厚度为1.2mm的高塑性免镀层热成形钢,工艺方法如下:

[0038] ①加热过程

[0039] 将上述组分的1.2mm热轧钢板先放入感应加热装置中7s加热至400℃,然后放入880℃的加热炉中,炉内气氛为氮气,随后在炉中保温5min,得到原始奥氏体晶粒尺寸为4.3μm的完全奥氏体化的高温组织。

[0040] ②转移过程

[0041] 将钢板在空气中转移至热冲压成形压力机,转移过程为8s,转移后温度为720℃。

[0042] ③热冲压成形处理

[0043] 钢板在内部带有冷却系统的模具内热冲压成形,并处于保压状态,压强为25MPa,随后以40-200℃/s的冷却速度快速淬火到马氏体完成温度以下,模淬后钢板的显微组织为马氏体和3%的残余奥氏体,如图1所示。

[0044] ④烘烤过程

[0045] 将钢板放入170℃的热处理炉中保温20min,最终得到的热成形钢屈服强度1400MPa,抗拉强度1790MPa,延伸率8.3%,弯曲角66°,弯曲性能曲线图如图2所示。表面氧化铁皮厚度为0.25μm左右,如图3所示。

[0046] 实施例2

[0047] 一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法,所述合金坯料按重量百分比的化学组成为C:0.21%,Mn:2.2%,Si:1.6%,S:0.003%,P:0.01%,Al:0.03%,Cr:2.4%,Nb:0.03%,V:0.03%,Ti:0.02%,Cu:0.12%,余量为Fe和其他不可避免的杂质;制备厚度为6mm的高塑性免镀层热成形钢,工艺方法步骤如下:

[0048] ①加热过程

[0049] 将上述组分的6mm热轧钢板先放入感应加热装置中8s加热至600℃,然后放入960℃的加热炉中,炉内气氛为氮气加甲烷,随后在炉中保温7min,得到原始奥氏体晶粒尺寸为5.8μm的完全奥氏体化的高温组织。

[0050] ②转移过程

[0051] 将钢板在空气中转移至热冲压成形压力机,转移过程为8s,转移后温度为830℃。

[0052] ③热冲压成形处理

[0053] 钢板在内部带有冷却系统的模具内热冲压成形,并处于保压状态,压强为18MPa,随后以40-135℃/s的冷却速度快速淬火到马氏体完成温度以下,模淬后钢板的显微组织为马氏体和5.5%的残余奥氏体。

[0054] ④烘烤过程

[0055] 将钢板放入170℃的热处理炉中保温20min,最终得到的热成形钢屈服强度1302MPa,抗拉强度1698MPa,延伸率13.2%,弯曲角66°,表面氧化铁皮厚度为0.94μm。

[0056] 实施例3

[0057] 一种高Cr-Si合金化免镀层热成形钢的进阶热冲压成形方法,所述合金坯料按重量百分比的化学组成为C:0.15%,Mn:3.0%,Si:2.5%,S:0.008%,P:0.012%,Al:0.05%,Cr:1.5%,Nb:0.01%,V:0.05%,Ti:0.01%,Cu:0.15%,余量为Fe和其他不可避免的杂质;制备厚度为10mm的高塑性免镀层热成形钢,工艺方法步骤如下:

[0058] ①加热过程

[0059] 将上述组分的10mm热轧钢板先放入感应加热装置中9s加热至650℃,然后放入980℃的加热炉中,炉内气氛为空气,随后在炉中保温10min,得到原始奥氏体晶粒尺寸为9.8μm的完全奥氏体化的高温组织。

[0060] ②转移过程

[0061] 将钢板在空气中转移至热冲压成形压力机,转移过程为8s,转移后温度为860℃。

[0062] ③热冲压成形处理

[0063] 钢板在内部带有冷却系统的模具内热冲压成形,并处于保压状态,压强为25MPa,随后以30-120℃/s的冷却速度快速淬火到马氏体完成温度以下,模淬后钢板的显微组织为马氏体和8.5%的残余奥氏体。

[0064] ④烘烤过程

[0065] 将钢板放入170℃的热处理炉中保温20min,最终得到的热成形钢屈服强度1310MPa,抗拉强度1725MPa,延伸率15.7%,表面氧化铁皮厚度为1.2μm左右。

[0066] 对比例1

[0067] 将市售热成形钢种22MnB5的裸板直接进行如实施例1的热冲压成形,得到热成形钢的截面SEM图如图4所示。可见与本申请实施例1相比,现有的热成形钢22MnB5的裸板在经热冲压成形后,表面会生成6-60μm的氧化层,需要经过抛丸等繁琐的工艺去除。

[0068] 对于任何熟悉本领域的技术人员而言,在不脱离本发明技术方案范围情况下,都可利用上述揭示的技术内容对本发明技术方案作出许多可能的变动和修饰,或修改为等同变化的等效实施例。因此,凡是未脱离本发明技术方案的内容,依据本发明的技术实质对以上实施例所做的任何简单修改、等同变化及修饰,均应仍属于本发明技术方案保护的范围内。

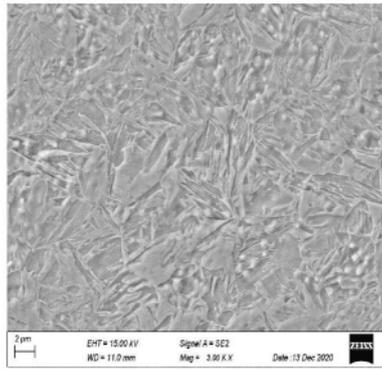


图1

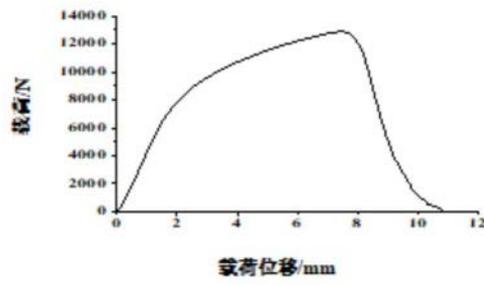


图2

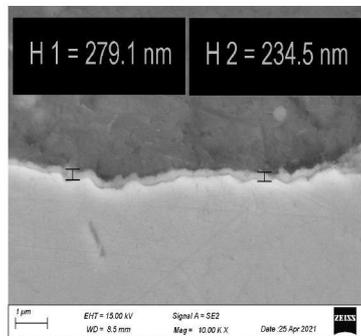


图3

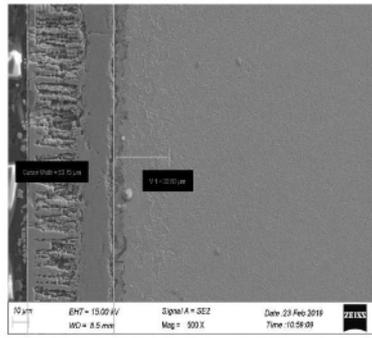


图4