



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 111996437 B

(45) 授权公告日 2022. 05. 31

(21) 申请号 202010665479.6	C22C 38/02 (2006.01)
(22) 申请日 2020.07.11	C22C 38/04 (2006.01)
(65) 同一申请的已公布的文献号	C22C 38/06 (2006.01)
申请公布号 CN 111996437 A	C22C 38/42 (2006.01)
(43) 申请公布日 2020.11.27	C22C 38/44 (2006.01)
(73) 专利权人 江阴兴澄特种钢铁有限公司	C22C 38/46 (2006.01)
地址 214400 江苏省无锡市江阴市高新区	C22C 38/48 (2006.01)
滨江东路297号	C22C 38/50 (2006.01)
(72) 发明人 刘俊 韩步强 武金明 朱铜春	C22C 38/54 (2006.01)
张兴国	C21D 1/18 (2006.01)
(74) 专利代理机构 北京中济纬天专利代理有限	C21D 6/00 (2006.01)
公司 11429	C21D 8/02 (2006.01)
专利代理师 赵海波	C21D 9/00 (2006.01)

审查员 赵洋

(51) Int. Cl.

C22C 33/04 (2006.01)

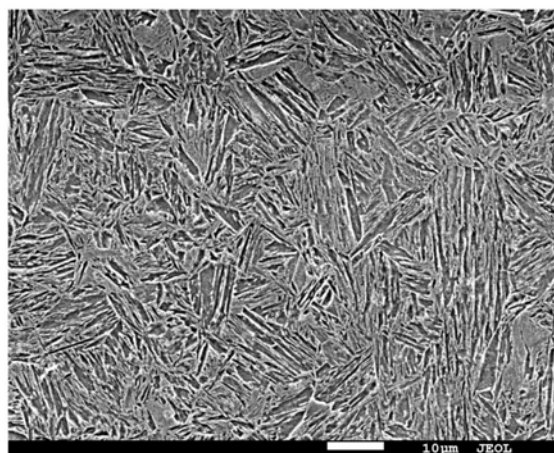
权利要求书1页 说明书6页 附图1页

(54) 发明名称

一种大厚度高韧性屈服强度1100MPa级超高强钢板的生产方法

(57) 摘要

本发明涉及一种大厚度高韧性屈服强度1100MPa级超高强钢板的生产方法:工艺流程为:转炉或电炉炼钢->LF精炼->VD或RH真空脱气->Ca处理->连铸->铸坯缓冷扩散处理->加热->轧制->钢板缓冷扩散处理->淬火->回火。本发明采用铸坯和钢板下线余温进行缓冷扩散处理。铸坯缓冷扩散开始温度控制在600~700℃,扩散时间≥48小时,扩散终止温度≤300℃;钢板扩散开始温度≥300℃,扩散时间≥24小时。该两道缓冷扩散工序,大大降低了钢板成品中的有害气体含量,均匀化不同化学元素的分布,减少了钢板内应力的产生,为提高钢板的超低温冲击韧性和厚度方向性能的均匀性打下良好的基础。



1. 一种大厚度高韧性屈服强度1100MPa级超高强钢板的生产方法,其特征在于:步骤包括,

(1) 钢水冶炼:所按照的元素质量组分为,C:0.17~0.22%,Si:≤0.30%,Mn:0.50~1.00%, Nb:≤0.020%,V:≤0.040%,Ti: ≤0.010%,Al:0.04~0.06%,Ni:0.80~1.40%,Cu: ≤0.10%,Cr:0.30~0.80%,Mo:0.20~0.70%,B:0.001~0.005%,Ca:0.001~0.005%,P: ≤0.010%,S:≤0.0015%,O:≤0.0015%,N:≤0.004%,H:≤0.00015%,Nb+V+Ti≤0.056%,余量为Fe 及不可避免的杂质元素,碳当量计算公式 $CEV=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15$, $0.60\leq CEV\leq 0.70$;

(2) Ca处理:钢水真空处理后进行喂Ca处理,Ca的加入量控制在0.001~0.005%之内,同时满足钢中控制Ca/S比 ≥ 2.0 ;

(3) 连铸:采用低过热度浇注,钢水过热度控制在 $\leq 20^{\circ}\text{C}$,浇注时采用动态轻压下控制;

(4) 铸坯缓冷扩散:利用铸坯下线后的余温进行缓冷扩散处理,铸坯下线后入坑或加罩缓冷处理,缓冷开始温度要求控制在600-700 $^{\circ}\text{C}$,时间不得低于48小时,出坑或出罩温度不得高于300 $^{\circ}\text{C}$;

(5) 加热轧制工艺:将铸坯再加热使钢中的合金元素充分固溶,为细化钢板心部奥氏体晶粒,追求钢板心部轧制变形量的最大化,钢坯采用高温大变形轧制工艺,所有轧制道次均在1000 $^{\circ}\text{C}$ 以上完成,轧制总压缩比 ≥ 3 ,变形量 $\geq 15\%$ 的轧制道次数 ≥ 2 ;

(6) 钢板缓冷扩散:轧制后钢板快速下线进行空冷,然后利用钢板余温进行堆垛缓冷扩散处理,缓冷开始温度 $\geq 300^{\circ}\text{C}$,缓冷时间 ≥ 24 小时;

(7) 淬火:淬火温度880~930 $^{\circ}\text{C}$,炉温到温后保温时间为20~60min;

(8) 回火:回火温度150~250 $^{\circ}\text{C}$,炉温到温后保温时间30~60min。

2. 根据权利要求1所述的生产方法,其特征在于:步骤(3)中,铸坯中心偏析不高于C1.0级,中心疏松不高于1.0级。

3. 根据权利要求1所述的生产方法,其特征在于:步骤(5)中,将铸坯送到步进式加热炉,设置加热温度1150-1250 $^{\circ}\text{C}$,加热时间为8-15min/cm。

4. 根据权利要求1所述的生产方法,其特征在于:步骤(1)中,采用电炉或转炉初炼,然后送入LF精炼炉精炼,并经过VD或RH真空处理,钢水脱气后进行微量Ca处理,控制Ca添加量0.001~0.005%,处理后钢水进行软搅拌,搅拌时间不低于10分钟,确保钢中硫化物、氧化物变性完全并充分上浮去除。

5. 根据权利要求1所述的生产方法,其特征在于:铸坯的厚度为150mm-370mm,钢板的生产厚度为40-70mm。

6. 根据权利要求1所述的生产方法,其特征在于:钢板全厚度显微组织为马氏体,晶粒细小,尺寸 $\leq 30\mu\text{m}$;钢板厚度方向性能均匀,1/4厚度位置及心部位置性能均能满足屈服强度 $\geq 1100\text{MPa}$,抗拉强度 $\geq 1200\text{MPa}$,延伸率 $\geq 10\%$,-60 $^{\circ}\text{C}$ 超低温夏比冲击功 $\geq 30\text{J}$ 。

7. 根据权利要求1所述的生产方法,其特征在于:步骤(7)和(8)的温度控制精度为 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 。

一种大厚度高韧性屈服强度1100MPa级超高强钢板的生产方法

技术领域

[0001] 本发明涉及,具体涉及一种大厚度高韧性屈服强度1100MPa级超高强钢板及其生产方法。

背景技术

[0002] 屈服强度1100MPa及以上高强度钢板主要应用于工程起重机吊臂、拉板、旋转台、车架等工程机械关键受力部位,对钢板强韧性、焊接、切割等方面要求较高,目前用量主要是20mm及以下薄规格钢板。近年来,随着全球范围内大型、特大型矿山、核电、水电、风电等工程项目不断增多,工程机械设备进一步大型化逐渐发展,大厚度($\geq 40\text{mm}$)屈服强度1100MPa及以上的高强度钢板的需求也日益增长。

[0003] 随着厚度的增加,势必带来以下几个问题:(1)受到淬火机淬火能力的限制,钢板表面与心部力学性能差距较大;沿厚度方向性能不均匀的问题难以解决;(2)大厚度钢板低温冲击韧性难以保证;尤其为了应对极寒地带工程应用,如何保证 -60°C 环境下大厚度钢板的超低温冲击韧性是个难题。如何解决以上难题,生产大厚度屈服强度1100MPa级超高强度调制钢板是本领域急需解决的问题。

[0004] 中国专利CN106191673B介绍了一种屈服强度1100MPa淬火型超高强度钢板,钢板C:0.15~0.20%;Mn:1.00~1.40%;钢板采用控轧控冷工艺细化晶粒,钢板具有良好的冷弯性能;厚度较薄 $\leq 20\text{mm}$;且对 -60°C 超低温冲击韧性未做研究;

[0005] 中国专利CN103882332A介绍了一种屈服强度1100MPa以上级低温回火型高强钢板,厚度范围覆盖10~40mm。该发明合金含量较多,C:0.16~0.20%;Mn:1.00~1.20%;Nb:0.02~0.03%;V:0.045~0.05%;Ti:0.015~0.03%;Ni:0.8%~1.0%,经济性较差。该发明对厚度方向均匀性未做研究,同时也未涉及 -60°C 超低温冲击韧性。

[0006] 中国专利CN102747303B采用淬火和低温回火生产一种屈服强度1100MPa高强度钢板;CEV $\leq 0.6\%$; -40°C 低温冲击 $\geq 50\text{J}$;实例最大厚度30mm。

[0007] 中国专利CN100372962C提供了一种在线淬火+回火的方法来生产屈服强度1100MPa高强钢板。该发明采用低Al设计($\text{Al} \leq 0.03\%$),通过控制 $\text{Ti}/\text{N} \geq 3.42$ 来增加B对钢板的淬透性。但由于在线淬火钢板和离线淬火相比,板头板尾淬火温度存在一定差异,导致整板性能均匀性较差;同时在线淬火能力相对较弱,生产钢板厚度一般较小,实际应用存在一定的局限性。该发明实例厚度 $\leq 25\text{mm}$ 。

[0008] 综上所述,目前涉及屈服强度1100MPa级超高强钢板的现有技术主要解决薄板的制造问题,厚度 $\leq 40\text{mm}$;且只对 -40°C 环境下的低温冲击韧性进行了研究;对如何解决40mm以上大厚度钢板心部性能及 -60°C 极寒环境下的超低温冲击韧性未给出明确的方法。

发明内容

[0009] 本发明的目的在于提供一种大厚度高韧性屈服强度1100MPa级超高强度钢板及其

生产方法。

[0010] 本发明的技术方案为：本发明的化学成分按质量百分比计为C:0.17~0.27%，Si： \leq 0.30%，Mn:0.50~1.00%，Nb： \leq 0.020%，V： \leq 0.040%，Ti： \leq 0.010%，Al: 0.04~0.06%，Ni:0.80~1.40%，Cu： \leq 0.10%，Cr:0.30~0.80%，Mo:0.20~0.70%，B:0.001~0.005%，Ca:0.001~0.005%，P： \leq 0.010%，S： \leq 0.0015%，O： \leq 0.0015%，N： \leq 0.004%，H： \leq 0.00015%，余量为Fe及不可避免的杂质元素，且满足 Nb+V+Ti \leq 0.060%，碳当量CEV: 0.60~0.72%。

[0011] 本发明所述超高强度钢板的厚度为40~70mm。

[0012] 本发明中钢成分的限定理由阐述如下：

[0013] C:碳的高低很大程度决定了钢板的强韧性。碳含量低，淬透性低，不利于形成足够的马氏体强化相从而获得超高强度；碳含量高，淬火马氏体转变完全，强度高，但钢板韧性、塑性降低。基于钢板强韧性匹配，同时确保钢板心部屈服强度也能在1100MPa 以上，本发明中碳含量控制为0.17~0.27%。

[0014] Si:本发明中主要起固溶强化作用。含量过高会恶化马氏体高强钢的韧性，同时焊接性能下降，本发明为确保大厚度钢板-60℃超低温韧性和良好的焊接性能，采用低Si 设计，Si含量控制为 \leq 0.30%。

[0015] Mn:提高淬透性元素，促进马氏体转变，提高钢板强度；但同时Mn也是易偏析元素，易和S元素形成MnS，影响钢板心部性能。通常情况下，调质高强钢为保证钢板的强度，Mn含量一般设计在1.0%以上，如中国专利CN106191673B和CN103882332A。由于随着钢板厚度的增加，轧制变形量减少，钢板偏析严重，厚度方向性能不均匀。本发明为减轻Mn元素带来的心部偏析，确保厚度方向性能，采用较低的Mn含量设计，成分控制为:0.50~1.00%。

[0016] Ti:强C、N化物形成元素，细化晶粒，提高强度。但TiN通常在1400℃以上的液相中析出，尺寸较为粗大，且析出物坚硬多带有尖角，对钢板的低温冲击性能不利；因此本发明中不允许加入Ti元素，并明确控制Ti含量 \leq 0.010%。

[0017] Nb和V:微合金元素，易与C、N元素形成(C、N)化物析出，在加热时抑制奥氏体晶粒的长大，同时提高钢板强度。但析出物数量较多时会降低钢板低温韧性。本发明规定Nb含量范围为 \leq 0.020%；V含量范围为 \leq 0.040%。为了确保-60℃的超低温冲击韧性，本发明还控制Nb\N\Ti的(C、N)化物析出总量，要求Nb+V+Ti \leq 0.060%。

[0018] Al:具有细化奥氏体晶粒的作用。较低的Al元素含量对于细化晶粒的作用不明显。由于本发明不允许添加Ti，因此Al元素需要起到固定钢中N元素的作用，来保护固溶B 元素的淬透性。因此本发明规定Al含量不得低于0.04%。同时由于Al含量过高，会导致过多的Al₂O₃夹杂物的形成，影响钢板超低温冲击韧性，因此本发明规定Al含量不高于0.06%。

[0019] Ni:是提高钢淬透性的元素，也是有效提高钢的低温韧性和焊接接头低温韧性的最常用元素。为提高钢板-60℃超低温冲击韧性及心部冲击韧性，同时控制合金成本，本发明中Ni含量控制为0.80~1.40%。

[0020] Cr:是提高钢淬透性的元素，能够抑制多边形铁素体和珠光体的形成，促进低温组织贝氏体或马氏体的转变，提高钢的强度。但Cr含量过高将影响钢的韧性，降低钢板的焊接性能。故本发明中铬含量控制在0.30~0.80%。

[0021] Mo:是提高钢淬透性的元素，有利于淬火时全马氏体的形成。钢种添加一定含量的

Mo会提高钢板的强度,而不会影响钢板的低温冲击性能。Mo高温下会与C形成碳化物颗粒,具有抗焊接接头软化的作用。但Mo含量太高会导致碳当量增加,恶化焊接性能。本发明中钼含量控制在0.20~0.70%。

[0022] B:本发明加入0.001~0.005%的微量B,其主要目的是提高钢板的淬透性,从而减少其他贵金属的添加量,降低成本。超过0.005%的B很容易产生偏析,形成硼化物,严重恶化钢板韧性和降低淬透性。

[0023] P、S:硫和磷是钢种有害元素,同时也是易偏析元素,对材料塑性和韧性有不利影响,并影响钢板厚度方向性能的均匀性。本发明规定P: $\leq 0.010\%$,S: $\leq 0.0015\%$ 。

[0024] Ca:本发明需要进行微量Ca处理。0.001~0.005%的Ca不仅可以降低硫化物对钢板心部性能的危害,还可以使得Al脱氧产生的 Al_2O_3 夹杂变性为球性低熔点夹杂,利于上浮去除,提高钢板-60℃超低温冲击韧性和厚度方向性能均匀性。同时为增加钢板厚度方向性能的均匀性,控制Ca/S比 ≥ 2.0 。

[0025] O、N:有害气体元素,含量高,夹杂物多,降低钢板塑性和韧性。本发明严格控制O含量不高于0.0015%;N含量不高于0.004%。

[0026] H:有害气体元素。H含量高,易产生白点,降低钢板塑韧性,产生H致延迟裂纹。本发明严格控制H含量在0.00015%以内。

[0027] CEV:本发明采取碳当量公式 $CEV = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$;碳当量对钢的强度和焊接性有较大的影响。CEV强度高,但焊接性降低;本发明为确保钢板心部屈服强度也能满足 $\geq 1100MPa$,控制 $0.60 \leq CEV \leq 0.70$ 。

[0028] 本发明另提供上述一种大厚度高韧性屈服强度1100MPa级超高强度钢板的制备方法,具体工艺如下,

[0029] 采用电炉或转炉方式冶炼,然后送入LF精炼炉进行精炼,并经过VD或RH真空处理。钢水脱气后进行微量Ca处理,控制Ca含量0.001~0.005%,处理后钢水进行软搅拌,搅拌时间不低于10分钟,确保钢中硫化物、氧化物变性完全并充分上浮去除。

[0030] 连铸工艺:为了控制钢板内部疏松、偏析,进行低过热度浇注,动态轻压下控制。钢水过热度控制在 $\leq 20^\circ C$;保证铸坯中心偏析不高于C1.0级,中心疏松不高于1.0级。

[0031] 铸坯缓冷扩散工艺:为进一步均匀化厚度方向化学元素的分布,同时减少超高强钢板铸坯冷却带来的较大内应力,本发明要求利用铸坯下线后的余温进行缓冷扩散处理。铸坯下线后,必须进行入坑或加罩缓冷处理。缓冷开始温度要求控制在600-700℃,时间不得低于48小时,同时出坑或出罩温度不得高于300℃。

[0032] 加热轧制工艺:将铸坯进入步进式加热炉,加热温度1150-1250℃内加热,加热时间为8-15min/cm,使钢中的合金元素充分固溶以保证最终产品的成分及性能的均匀性。为细化钢板心部奥氏体晶粒,保证钢板心部性能,本发明追求钢板心部轧制变形量的最大化。钢坯出炉后采用高温大变形轧制工艺;所有道次均在1000℃以上的高温轧制完成;轧制压缩比 ≥ 3 ;变形量 $\geq 15\%$ 的轧制道次数 ≥ 2 。

[0033] 钢板缓冷扩散工艺:轧制后钢板快速下线进行空冷,利用钢板余温进行堆垛缓冷扩散处理。缓冷开始温度 $\geq 300^\circ C$,缓冷时间 ≥ 24 小时,主要促进气体化学元素的扩散和均匀化,同时降低应力微裂纹导致的韧性下降。

[0034] 淬火热处理工艺:轧制后钢板进行淬火处理,淬火温度880~930℃,炉温到温后保

温时间为20~60min。为保证钢板的均匀性,温度控制精度为 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 。

[0035] 回火热处理工艺:为去除淬火应力,使得钢板整板强韧性均匀,淬火后钢板进行回火处理,回火温度150~250 $^{\circ}\text{C}$,属于低温回火,炉温到温后保温时间30~60min。温度控制精度为 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 。

[0036] 与现有技术相比,本发明的优点在于:

[0037] 本发明采用低Si($\text{Si} \leq 0.30\%$)、低Mn($0.50\% \leq \text{Mn} \leq 1.00\%$)设计,在保证强度的前提下,降低中心偏析带来的心部性能的下降。

[0038] 本发明为避免Nb\Ti的C\N化合物析出数量较多降低钢板-60 $^{\circ}\text{C}$ 的超低温冲击韧性,本发明采用低微合金化,规定铌含量范围为 $\leq 0.020\%$;V含量范围为 $\leq 0.040\%$,取消Ti含量的加入,同时要求 $\text{Nb}+\text{V}+\text{Ti} \leq 0.06\%$ 。

[0039] 本发明采用常用元素Al代替合金元素Ti进行固N保B处理,降低了Ti的夹杂物粒子对超低温冲击韧性的影响;采用Ca处理来变性Al的氧化物和MnS带来韧性的降低,有效提高钢板超低温韧性。要求Ca/S比 ≥ 2.0 。

[0040] 本发明采用铸坯和钢板下线余温进行缓冷扩散处理。铸坯缓冷扩散开始温度控制在600~700 $^{\circ}\text{C}$,扩散时间 ≥ 48 小时,扩散终止温度 $\leq 300^{\circ}\text{C}$;钢板扩散开始温度 $\geq 300^{\circ}\text{C}$,扩散时间 ≥ 24 小时。该两道缓冷扩散工序,大大降低了钢板成品中的有害气体含量,均匀化不同化学元素的分布,减少了钢板内应力的产生,为提高钢板的超低温冲击韧性和厚度方向性能的均匀性打下良好的基础。

[0041] 本发明不采用常规的控轧控冷工艺来细化晶粒,采用高温大变形轧制工艺来使得钢板心部变形量最大化;所有道次均在1000 $^{\circ}\text{C}$ 以上的高温轧制完成;轧制压缩比 ≥ 3 ;变形量 $\geq 15\%$ 的轧制道次数 ≥ 2 。轧制后进行空冷,缓慢冷却。

[0042] 本发明的回火采用低温回火,是针对马氏体回火,对于马氏体而言,回火温度越高板条界面逐渐模糊,碳化物析出,导致钢板冲击韧性有所下降。尤其马氏体钢板在300-400 $^{\circ}\text{C}$ 范围内有个回火脆性区,应当避开该区间。而本发明为典型的马氏体钢板,低温回火不改变马氏体组织,只是为了去除淬火应力,保留钢板的冲击韧性。

[0043] 本发明的钢板全厚度显微组织为马氏体,晶粒细小,尺寸 $\leq 30\mu\text{m}$;钢板厚度方向性能均匀,1/4厚度位置及心部位置性能均能满足屈服强度 $\geq 1100\text{MPa}$,抗拉强度 $\geq 1200\text{MPa}$,延伸率 $\geq 10\%$, -60 $^{\circ}\text{C}$ 超低温夏比冲击功 $\geq 30\text{J}$ 。

[0044] 本发明方法,可以推广应用至其它高强度钢板,如高强海工船板用钢、高层建筑用钢、桥梁用钢、工程机械用钢、压力容器用钢等。

附图说明

[0045] 图1为本发明实施例1的试验钢1/4位置典型组织SEM电镜扫描图片(1000倍)。

[0046] 图2为本发明实施例1的试验钢心部位置典型组织SEM电镜扫描图片(1000倍)。

具体实施方式

[0047] 以下结合附图实施例对本发明作进一步详细描述,所述实施例是示例性的,旨在用于解释本发明,而不能理解为对本发明的限制。

[0048] 本发明的超高强度钢的生产工艺流程为:转炉或电炉炼钢->LF精炼->VD或RH真空

脱气->Ca处理->连铸->铸坯缓冷扩散处理->加热->轧制->钢板缓冷扩散处理->淬火->回火

[0049] 本发明实施例1-2的大厚度高韧性屈服强度1100MPa级超高强度钢板的生产方法,包括如下步骤:

[0050] (1) 冶炼:采用电炉或转炉冶炼,然后送入LF炉进行精炼并经过RH真空脱气处理,破空进行Ca处理,成分控制见表1。

[0051] (2) 连铸:将冶炼的钢水浇铸成150mm或370厚的连铸坯。过热度控制在 ≤ 20 °C。浇铸过程中实施动态轻压下。连铸工艺参数见表2。

[0052] (3) 铸坯缓冷扩散:连铸板坯入坑进行缓冷扩散,入坑温度及缓冷时间控制见表2。

[0053] (4) 轧制:将步骤(3)所得连铸坯放入步进式加热炉,加热至1150-1250°C,加热时间为8-15min/cm。钢坯出炉后采用高温大变形轧制工艺;终轧温度 ≥ 1000 °C;轧制压缩比 ≥ 3 ;变形量 $\geq 15\%$ 的轧制道次数 ≥ 2 。

[0054] (5) 钢板缓冷扩散:将步骤(4)所得轧制钢板快速下线,利用钢板余温进行堆垛缓冷处理。缓冷开始温度 ≥ 300 °C,缓冷时间 ≥ 24 小时,促进气体元素的扩散和均匀化,降低应力微裂纹导致的韧性下降。相关工艺参数见表3。

[0055] (6) 淬火:钢板淬火温度为900°C,保温时间为20~60min,淬火介质为水。

[0056] (7) 回火:钢板回火温度为200°C,保温时间为30~60min

[0057] 具体成分、工艺参数见表1~表3。各实例样板对应的性能见表4。

[0058] 图1、图2分别给出了实施例1试验钢1/4厚度位置和心部位置的典型微观组织照片。可见,成品钢板厚度方向组织均匀,1/4位置和心部位置均为马氏体组织。心部位置晶粒尺寸略大于1/4位置晶粒尺寸,但均 $\leq 30\mu\text{m}$ 。细小的心部晶粒尺寸,确保了钢板优良的心部低温冲击韧性。

[0059] 表1实施例超强钢板的化学成分(wt%)

实施例	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	Ti
1	0.20	0.22	0.70	0.010	0.001	0.060	0.018	0.030	0.007
2	0.22	0.25	0.95	0.006	0.001	0.052	0.015	0.035	0.006
实施例	Cr	Mo	Ni	B	O	N	H	CEV	Nb+V+Ti
1	0.80	0.40	0.80	0.0012	0.0010	0.0035	0.0001	0.62	0.055
2	0.60	0.60	1.10	0.0015	0.0012	0.0023	0.0001	0.70	0.056

[0061] 表2连铸工艺控制

实施例	铸坯厚度mm	过热度°C	铸坯缓冷起始温度°C	缓冷扩散时间h
1	150	18	680	48
2	370	16	700	60

[0063] 表3轧制工艺控制

[0064]	实施 例	产品厚度规 格, mm	铸坯加热温 度, °C	变形量≥15%的 轧制道次数	终轧温 度	压缩 比	钢板缓冷 温度°C	缓冷扩散 时间, h
	1	50	1220	2	1010	3	350	24
	2	60	1200	3	1023	6.20	400	36

[0065] 表4本发明实施例拉伸、冲击

[0066]	实施 例	厚度 mm	取样位置	横向拉伸			冲击功 AKv, J			
				屈服强度 Pa	抗拉强度 MPa	延伸率%	-60°C	52	47	42
	1	50	1/4 厚度	1215	1476	12.5	-60°C	38	42	41
			1/2 心部	1211	1456	12.0	-60°C	46	49	50
	2	60	1/4 厚度	1198	1486	13.0	-60°C	42	38	38
			1/2 心部	1180	1439	12.0	-60°C			

[0067] 尽管以上详细地描述了本发明的优选实施例,但是应该清楚地理解,对于本领域的技术人员来说,本发明可以有各种更改和变化。凡在本发明的精神和原则之内所作的任何修改、等同替换、改进等,均应包含在本发明的保护范围之内。

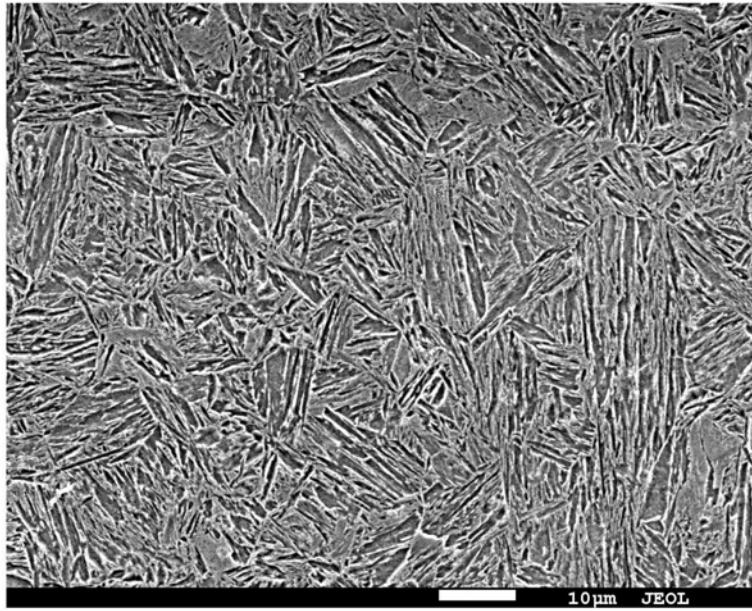


图1

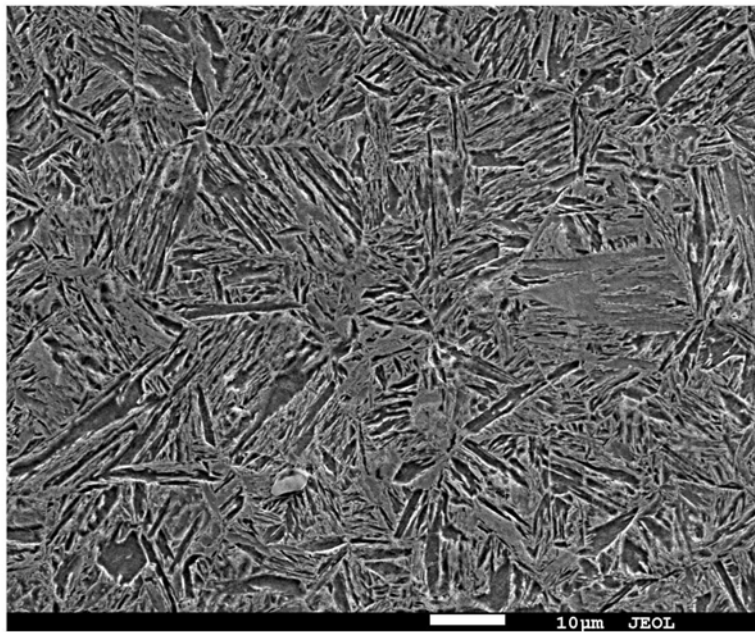


图2