



# (12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 113637917 B

(45) 授权公告日 2022.05.13

(21) 申请号 202110952716.1	<i>G22C 38/04</i> (2006.01)
(22) 申请日 2021.08.19	<i>G22C 38/06</i> (2006.01)
(65) 同一申请的已公布的文献号	<i>G22C 38/58</i> (2006.01)
申请公布号 CN 113637917 A	<i>G22C 38/46</i> (2006.01)
(43) 申请公布日 2021.11.12	<i>G22C 38/50</i> (2006.01)
(73) 专利权人 宝武集团鄂城钢铁有限公司	<i>G22C 38/44</i> (2006.01)
地址 436002 湖北省鄂州市鄂城区武昌大道215号	<i>G22C 38/42</i> (2006.01)
(72) 发明人 王孝东 张开广 赵邱雄 方建红	<i>G22C 38/54</i> (2006.01)
鲍海燕 吴辉 易勋 余宏伟	<i>G22C 33/06</i> (2006.01)
梁宝珠 张欢	<i>B22D 11/115</i> (2006.01)
(74) 专利代理机构 黄石市三益专利商标事务所	<i>G21D 8/02</i> (2006.01)
42109	<i>G21D 1/18</i> (2006.01)
专利代理师 滕金叶	<i>B21B 1/22</i> (2006.01)
(51) Int.Cl.	<i>B21B 37/56</i> (2006.01)
<i>G22C 38/02</i> (2006.01)	<i>B21B 37/74</i> (2006.01)

审查员 孔德明

权利要求书1页 说明书9页 附图3页

## (54) 发明名称

一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢及其生产方法

## (57) 摘要

本发明涉及一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢及其生产方法,所述船板钢包含下述质量百分含量的化学元素:C:0.08~0.12%,Si:0.10~0.35%,Mn:1.45~1.60%,P≤0.008%,S≤0.002%,Al:0.020~0.040%,V:0.030~0.040%,Ti:0.008~0.015%,Ni:0.9~2.0%,Cr:0.40~0.60%,Mo:0.30~0.50%,Cu:0.15~0.25%,B:0.0006~0.0012%,As≤0.005%,N≤0.0040%,O≤0.0025%,H≤0.0002%,其余为Fe及不可避免的杂质;同时上述元素还满足下述条件:0.56%≤Ceq≤0.66%,Ceq=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15;本发明船板钢生产方法简单,可用于船舶、工程机械、海洋工程等对钢板强度有较高要求,以及对厚度方向性能有一定需求的支撑件、构件。

1. 一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢,其特征在于所述船板钢包含下述质量百分含量的化学元素:C:0.08~0.12%,Si:0.10~0.35%,Mn:1.45~1.60%,P $\leq$ 0.008%,S $\leq$ 0.002%,Al:0.020~0.040%,V:0.030~0.040%,Ti:0.008~0.015%,Ni:0.9~2.0%,Cr:0.40~0.60%,Mo:0.30~0.50%,Cu:0.15~0.25%,B:0.0006~0.0012%,As $\leq$ 0.005%,N $\leq$ 0.0040%,O $\leq$ 0.0025%,H $\leq$ 0.0002%,其余为Fe及不可避免的杂质;同时上述元素还满足下述条件: $0.56\% \leq C_{eq} \leq 0.66\%$ , $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15$  ;

所述的一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢的生产方法,包括:铁水预处理→转炉冶炼→LF炉精炼→RH炉真空处理→板坯浇注→铸坯缓冷→铸坯加热→轧制→层流冷却→空冷→淬火→回火→空冷;其中:

(1) 进行铁水预处理,并控制铁水中S $\leq$ 0.002%,As $\leq$ 0.005%;

(2) 转炉顶底复吹冶炼,控制终点成分:C $\leq$ 0.05%、P $\leq$ 0.005%,出钢前后搅时间 $\geq$ 1min,挡渣出钢,脱氧合金化后入氩站底吹氩,氩站成分:P $\leq$ 0.006%、S $\leq$ 0.012%,Mn、Cr、Mo、Cu、Ni、V合金成分达到目标要求;

(3) LF炉精炼加入铝、萤石、电石脱氧,氧含量 $\leq$ 30ppm,加入石灰脱硫,S $\leq$ 0.002%,RH极限真空度循环次数6~8次,加入Ti、B合金后循环次数2~3次,控制氧含量 $\leq$ 25ppm,氮含量 $\leq$ 40ppm,氢含量 $\leq$ 2ppm;

(4) 连铸过程中采用动态轻压下和电磁搅拌,电磁搅拌电流为450A,频率6Hz,控制过热度10~30℃,恒拉速浇注,铸坯缓冷时间 $\geq$ 72小时;

(5) 铸坯加热时控制加热温度在 1200~1295℃范围,加热速率9~13min/cm,出炉温度在1180~1220℃范围;

(6) 采用两阶段控制轧制,具体为:板坯出炉后冷却至1060~1100℃进行第一阶段轧制,先进行横轧展宽,再纵轧到底,横轧道次压下率控制在6~12%,纵轧道次压下率控制在10~15%,轧制速度控制在1.5~2.5m/s,轧至成品厚度的1.5~2.0倍进行温度等待;第二阶段开轧温度不高于900℃,道次压下率控制在8~15%,终轧温度控制在820~850℃;轧后水冷至680~750℃;

(7) 淬火热处理:控制热处理炉温度在905~930℃范围,钢板到达该温度范围后保温时间为:产品厚度 $\times$ 2min/mm,钢板出炉后立即进行淬压机水冷至室温;

(8) 回火热处理:控制热处理炉温度在625~635℃进行回火,钢板到达该温度范围后保温时间为:产品厚度 $\times$ 2.2~4min/mm,回火结束后出炉空冷至室温。

2. 根据权利要求1所述的一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢,其特征在于:所述船板钢厚度50~80mm,屈服强度 $R_{eH} \geq 690\text{MPa}$ ,抗拉强度 $R_m \geq 800\text{MPa}$ ,延伸率 $A \geq 16\%$ ,钢板1/4厚度部位-60℃冲击功 $KV_2 \geq 120\text{J}$ ,1/2厚度部位-60℃冲击功 $KV_2 \geq 70\text{J}$ ,厚度方向断面收缩率 $\geq 35\%$ ,钢板各部位组织均为回火马氏体。

## 一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢及其生产方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及钢铁材料制备技术领域,特别是一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢及其生产方法。

### 背景技术

[0002] 随着船舶的大型化以及深海油气田的开发,并向高纬度方向发展,要求材料具备轻量型、高承载、良好的低温冲击性能等能力,为低温超高强度特厚船板钢的应用提供了广阔的应用前景。厚度80mm、强度等级 $\geq 690\text{MPa}$ 、 $-60^\circ\text{C}$ 低温冲击性能优良的高性能超高强度特厚船板钢的研究与开发对于国民经济、社会发展和国防建设具有重要的作用和意义。

[0003] 通常,690MPa级超高强度船板采用调质处理(淬火+回火)得到以回火马氏体为主的基体组织,这种组织中含高密度位错的板条和微小碳化物,具有优异的强韧性匹配,但大厚度、高强度、极低温韧性三者之间难以全部满足要求。

[0004] 经检索:

[0005] 中国专利CN101984119B(申请号201010560401.4)公开了一种NV-F690超高强度船板钢及其制备方法,以Fe为基体,并包含如下组分(wt%):C:0.03~0.05%、Si:0.10~0.35%、Mn:0.50~1.60%、Nb:0.02~0.05%、Ti:0.009~0.02%、Cu:1.00~1.70%、Cr $\leq$ 0.70%、Ni:0.8~2.0%、Al:0.01~0.04%、Mo:0.1~0.6%、P $\leq$ 0.020%、S $\leq$ 0.010%以及杂质。该方法为:将与上述船板钢组分相同的连铸坯依次进行加热、保温、热轧、冷却以及热处理形成成品船板钢,船板钢屈服强度大于690MPa,具有良好的低温冲击韧性。该发明的船板钢厚度20~50mm,屈服强度 $\geq 690\text{MPa}$ ,抗拉强度770~940MPa, $-60^\circ\text{C}$ 夏氏冲击功 $\geq 46\text{J}$ ,虽然钢板强度和低温冲击性能较好,但较低的C含量和其它强化元素,使钢板超出厚度范围时则会出现强度下降、冲击性能恶化的现象。

[0006] 中国专利CN102337460B(申请号201110359475.6)公开了一种超高强度海洋工程结构用钢板及其生产方法。板坯成分为:C:0.05~0.13%、Si:0.1~0.4%、Mn:0.7~1.7%、Al:0.01~0.04%、Nb:0.02~0.05%、V:0~0.05%、Ti:0.008~0.02%、Cr:0~0.6%、Mo:0.2~0.4%、Ni:0.15~0.8%、Cu:0~0.5%、B:0~0.0011%、P<0.01%、S<0.005%、O<0.0010%、N<0.005%、H<0.00015%、Nb+V+Ti $\leq$ 0.12%,其余为Fe和不可避免杂质。针对不同厚度规格采用不同的化学成分、轧制及热处理工艺参数。生产工艺包括铁水脱硫、转炉顶底复吹、真空处理、连铸、控轧控冷、淬火、回火。其钢板厚度范围10~80mm,屈服强度 $\geq 550\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 670\text{MPa}$ , $-60^\circ\text{C}$ 夏氏冲击功 $\geq 100\text{J}$ ,Z向断面收缩率 $\geq 35\%$ ,虽然可以实现特厚钢板的生产,且有较好的低温冲击性能,但钢板强度级别较低,仅550MPa级。

[0007] 中国专利申请CN103014541A(申请号201210564784.1)公开了一种690MPa级厚规格海洋工程用钢及其制造方法。该钢板化学成分:C:0.08~0.15%、Si:0.10~0.30%、Mn:1.0~1.50%、Al:0.03~0.04%、Nb:0.02~0.06%、V:0.03~0.06%、Ti:0.010~0.02%、Mo:0.1~0.5%、Ni:0.5~1.6%、Cu:0.1~0.4%、Cr:0.4~1.2%、P<0.01%、S<0.005%、

$Nb+V+Ti \leq 0.12\%$ ,  $B: 0.0005 \sim 0.0017\%$ , 其余为Fe和不可避免杂质。严格控制淬火温度和回火温度,生产钢板厚度规格为50~120mm,钢板微观组织为回火索氏体和少量回火贝氏体。该发明虽然能保证抗层状撕裂性能和低温韧性,但需要Nb、V、Ti三种微合金进行复合强化,微合金加入量较大,生产成本较高。

### 发明内容

[0008] 本发明的目的就是针对现有特厚船板钢不能同时满足低温韧性优良、Z向断面收缩率高、超高强度及经济性几大要求,而提供一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢及其生产方法。

[0009] 本发明的一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢,所述船板钢包含下述质量百分含量的化学元素: $C: 0.08 \sim 0.12\%$ ,  $Si: 0.10 \sim 0.35\%$ ,  $Mn: 1.45 \sim 1.60\%$ ,  $P \leq 0.008\%$ ,  $S \leq 0.002\%$ ,  $Al: 0.020 \sim 0.040\%$ ,  $V: 0.030 \sim 0.040\%$ ,  $Ti: 0.008 \sim 0.015\%$ ,  $Ni: 0.9 \sim 2.0\%$ ,  $Cr: 0.40 \sim 0.60\%$ ,  $Mo: 0.30 \sim 0.50\%$ ,  $Cu: 0.15 \sim 0.25\%$ ,  $B: 0.0006 \sim 0.0012\%$ ,  $As \leq 0.005\%$ ,  $N \leq 0.0040\%$ ,  $O \leq 0.0025\%$ ,  $H \leq 0.0002\%$ , 其余为Fe及不可避免的杂质;同时上述元素还满足下述条件: $0.56\% \leq C_{eq} \leq 0.66\%$ ,  $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ 。

[0010] 本发明生产的船板钢厚度50~80mm,屈服强度 $R_{eH} \geq 690MPa$ ,抗拉强度 $R_m \geq 800MPa$ ,延伸率 $A \geq 16\%$ ,钢板1/4厚度部位-60℃冲击功 $KV_2 \geq 120J$ ,1/2厚度部位-60℃冲击功 $KV_2 \geq 70J$ ,厚度方向断面收缩率 $\geq 35\%$ ,钢板各部位组织均为回火马氏体。

[0011] 本发明的一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢的生产方法,包括:铁水预处理→转炉冶炼→LF炉精炼→RH炉真空处理→板坯浇注→铸坯缓冷→铸坯加热→轧制→层流冷却→空冷→淬火→回火→空冷;其中:

[0012] (1) 进行铁水预处理,并控制铁水中 $S \leq 0.002\%$ ,  $As \leq 0.005\%$ ;

[0013] (2) 转炉顶底复吹冶炼,控制终点成分: $C \leq 0.05\%$ 、 $P \leq 0.005\%$ ,出钢前后搅时间 $\geq 1min$ ,挡渣出钢,脱氧合金化后入氩站底吹氩,氩站成分: $P \leq 0.006\%$ 、 $S \leq 0.012\%$ ,  $Mn$ 、 $Cr$ 、 $Mo$ 、 $Cu$ 、 $Ni$ 、 $V$ 等合金成分达到目标要求;

[0014] (3) LF炉精炼加入铝、萤石、电石等脱氧,氧含量 $\leq 30ppm$ ,加入石灰脱硫, $S \leq 0.002\%$ ,RH极限真空度循环次数6~8次,加入Ti、B等合金后循环次数2~3次,控制氧含量 $\leq 25ppm$ ,氮含量 $\leq 40ppm$ ,氢含量 $\leq 2ppm$ ;

[0015] (4) 连铸过程中采用动态轻压下和电磁搅拌,电磁搅拌电流为450A,频率6Hz,控制过热度10~30℃,恒拉速浇注,铸坯缓冷时间 $\geq 72$ 小时;

[0016] (5) 铸坯加热时控制加热温度在1200~1295℃范围,加热速率9~13min/cm,出炉温度在1180~1220℃范围;

[0017] (6) 采用两阶段控制轧制,具体为:板坯出炉后冷却至1060~1100℃进行第一阶段轧制,先进行横轧展宽,再纵轧到底,横轧道次压下率控制在6~12%,纵轧道次压下率控制在10~15%,轧制速度控制在1.5~2.5m/s,轧至成品厚度的1.5~2.0倍进行温度等待;第二阶段开轧温度不高于900℃,道次压下率控制在8~15%,终轧温度控制在820~850℃;轧后水冷至680~750℃;

[0018] (7) 淬火热处理:控制热处理炉温度在905~930℃范围,钢板到达该温度范围后保

温时间为:产品厚度 $\times$ 2min/mm,钢板出炉后立即进行淬压机水冷至室温;

[0019] (8)回火热处理:控制热处理炉温度在625~635℃进行回火,钢板到达该温度范围后保温时间为:产品厚度 $\times$ 2.2~4min/mm,回火结束后出炉空冷至室温。

[0020] 本发明船板钢的主要化学成分限量理由如下:

[0021] C是提高钢材强度最有效的元素,随着碳含量的增加,钢的强度随之提高,但会增加钢的组织偏析程度,延伸率和冲击韧性下降,而且钢材的焊接热影响区还会出现淬硬现象,导致焊接冷裂纹的产生。为平衡钢板高强度及低温韧性,降低碳当量,防止裂纹的产生,本发明钢碳元素含量控制为0.08~0.12%。

[0022] Si元素可以提高钢中固溶体的硬度和强度,不仅可以增加钢的淬透性,而且还可以增加淬火钢的抗回火性,使钢能在较高温度下回火,从而改善钢的韧性和耐延迟断裂性能。但Si含量增大时,会促进岛状马氏体形成,对焊接热影响区韧性有害,并易出现开裂或裂纹缺陷。本发明钢的Si含量设计为0.10~0.35%。

[0023] Mn是钢的强化合金元素,与碳的亲合力较强,是扩大奥氏体相区、细化晶粒和保证综合性能以及提高淬透性的有效元素,且它并不恶化钢的变形能力,1.00%的Mn约可为抗拉强度贡献100MPa,同时可使淬火后回火过程中组织分解转变速度减慢,提高回火组织稳定性,但含量过高将使钢在高温下引起晶粒粗化,而且增加钢的回火脆性倾向。本发明Mn含量控制在1.45~1.60%范围内。

[0024] P、S、As是钢中的杂质元素。P在钢中固溶强化和冷作硬化作用强,作为合金元素能提高钢的强度和耐大气腐蚀性能,但P在钢中易出现偏聚,在钢的局部产生严重偏析,降低钢的塑性及韧性,对低温韧性极为有害。S元素在钢中易于偏析和富集,硫化物夹杂物是氢的积聚点,使金属形成有缺陷的组织,同时硫也是吸附氢的促进剂。As在钢水冶炼过程中很难去除,以夹杂物的形式存在于钢中,特别是钢中As含量过高会引起钢板热加工表面裂纹、增加钢的脆性、降低钢材的冲击性能和塑性等。本发明钢在冶金质量方面严格控制硫、磷、砷含量水平,即 $P\leq 0.008\%$ 、 $S\leq 0.002\%$ 、 $As\leq 0.005\%$ 。

[0025] Al是钢中的主要脱氧元素,钢中Al可与N形成AlN,AlN可阻碍高温奥氏体长大,起到细化晶粒的作用,Al在奥氏体中的最大溶解度大约0.6%。但是当Al含量偏高时,易导致钢中夹杂增多,对钢的韧性不利,同时会降低钢的淬硬性和韧性,提高钢中带组织级别。本发明钢的Al<sub>T</sub>含量控制为0.020~0.040%。

[0026] V、Ti是两种强烈的碳化物和氮化物形成元素,与氮、碳有极强的亲合力,可与之形成极其稳定的碳氮化物。V可以通过细晶强化、沉淀强化和固溶强化来提高钢材的强度。在钢中当V的质量分数低于0.1%时,随着V含量的增加,钢的韧脆转变温度降低。当V的质量分数超过0.1%时,V含量增加,韧脆转变温度反而升高。而且V含量对碳当量影响较大,会影响到钢的焊接性能。在含Si、Mn的钢中,加入少量的V就可以明显减轻这两种元素对晶粒长大和提高韧脆转变温度的影响。Ti的氮化物能有效地钉扎奥氏体晶界,有助于控制奥氏体晶粒的长大,大大改善焊接热影响区的低温韧性。但Ti含量较高时,会形成大颗粒的影响低温韧性的有害夹杂物。因此,通过V、Ti微合金元素的细晶强化、沉淀强化和固溶强化作用,可以使钢板获得优良的强韧性。本发明钢V元素含量0.030~0.040%,Ti含量设计为0.008~0.015%。

[0027] Ni不会形成碳化物,是扩大 $\gamma$ 相、细化晶粒、球化碳化物和保证综合性能以及提高

淬透性的有效元素,可细化铁素体晶粒来改善钢的低温韧性,明显降低钢板和焊接接头的低温脆转变温度。但Ni含量不宜太高,其不仅会增加炼钢成本,也会造成氧化铁皮难以脱落。Ni与Cu一起使用时,Ni与Cu对钢板性能的影响是相互的,随着Ni含量的增加耐腐蚀性能也逐渐提高。本发明将Ni的含量设计为0.9~2.0%,优选地Ni的重量百分比含量为0.9~1.2%,Cu的含量设计为0.15~0.25%。

[0028] Cr在热处理下后可以得到稳定的组织,在腐蚀膜中,对比普通碳钢和低合金钢,Cr的富集能够提高腐蚀膜的稳定性,延缓腐蚀恶化,提高船板钢的耐腐蚀能力。在钢中添加一定量的Cr,可提高钢抗氢脆能力和抗硫化氢应力腐蚀性能,同时Cr和Mo复合强化能够大幅提高钢板抗硫化氢腐蚀性能。考虑到合金成本和使用要求,将Cr含量控制在0.40~0.60%。

[0029] Mo元素在钢中的主要作用是固溶强化,少量Mo可以形成难熔碳化物,阻碍加热时奥氏体晶粒长大,细化组织,提高强度、硬度和耐磨性。Mo可以提高淬透性,与Cr、Mn等并存时,减轻或消除其他合金元素所导致的回火脆性,从而大大有利于钢的韧性,提高回火稳定性,有效消除或降低钢中的残余应力,但过高的Mo在快速冷却和焊接冷却过程中极易获得粗大马氏体,降低基材低温韧性和恶化焊接性能,因此,本发明将Mo含量控制为0.30~0.50%。

[0030] B是强烈提高淬透性的元素,B的加入可有效的抑制先共析铁素体的形核及生长,由于B在奥氏体晶界上的非平衡偏析,强烈抑制 $\gamma$ - $\alpha$ 相变,促使奥氏体在淬火时形成细小的低碳马氏体,从而提高钢的屈服强度和抗拉强度,但过多的B含量会降低钢的低温韧性。本发明的B含量选择在0.0006~0.0012%。

[0031] N有固溶强化和提高淬透性的作用,但不显著。由于氮化物在晶界上析出,能提高晶界高温强度,增加钢的蠕变强度。与钢中其他元素化合,有沉淀强化作用,通过渗入方式可以与钢表面中的Cr、Al元素形成化合物,增加钢表面强度及耐蚀性。但N在钢中也有不利的一面,其可以导致时效和蓝脆等现象,含量超过一定的限度,易在钢中形成气泡和疏松,与钢中的Ti、Al等元素形成带棱角而性脆的夹杂群等。为此,本发明将N元素含量控制为0.0040%以下。

[0032] O、H在钢中是有害气体元素。O在钢中主要以氧化类夹杂物的形式存在,严重影响钢的韧性。H在钢中易引起氢脆,对钢的危害较大。因此,本发明将O元素含量控制为0.0025%以下,H元素含量控制为0.0002%以下。同时通过铸坯缓冷 $\geq 72$ 小时,进行扩氢处理,减少氢的危害。

[0033] 本发明钢的主要生产工艺参数的设定理由如下:

[0034] 电磁搅拌是借助电磁力强化铸坯内未凝固金属熔液的运行,改变凝固过程的流动、传热和传质,达到细化晶粒、改善铸坯质量的目的。影响因素主要有搅拌功率、冷却速度、浇注温度、浇注速度等。通过多次试验,选择电磁搅拌电流为450A,频率6Hz,过热度10~30℃可以得到良好的铸坯质量,铸坯拉速与浇注断面相适应。

[0035] 铸坯加热工艺直接影响最终产品的质量与性能。铸坯加热是将铸状组织实现奥氏体化,降低变形抗力,同时使微合金元素实现部分溶解或全部溶解,以阻碍加热时原始奥氏体晶粒长大。将铸坯加热到1200℃均热2h,钢中Ti有90%以上可以固溶到奥氏体基体中,加热到1260℃,保温30min,则可以全部溶解。同时随着碳含量降低,Ti的溶解度增加,随加热温度提高,溶解度也提高。但加热温度过高,原始奥氏体晶粒会变得粗大,甚至过热过烧,影

响钢板质量与性能。根据钢中C含量、V含量、Ti含量以及其它合金元素含量,为促进溶解,实现奥氏体化,减轻铸坯中心偏析,设定加热温度在1200~1295℃范围,加热速率9~13min/cm,出炉温度在1180~1220℃范围。

[0036] 采用控制轧制工艺可以获得细小晶粒组织,提高钢的强度、韧性和焊接性能。本发明钢采用奥氏体再结晶区和奥氏体未再结晶区的两阶段控制轧制,板坯出炉后冷却至1060~1100℃开轧,可以实现950℃以上的奥氏体再结晶区控制轧制要求,同时板坯表面温度的下降,有利于轧制力的渗透和心部晶粒的细化。轧制宽度增加,轧机负荷将增大,不利于大压下量轧制,因此需要先横轧展宽,再纵轧到底。通过多道次大压下变形可以实现晶粒细化,特别是心部晶粒组织的细化,同时为使钢板得到良好的横向性能和纵向性能,设定横轧道次压下率在6~12%,纵轧道次压下率在10~15%,而轧制速度控制在1.5~2.5m/s,可以保证钢板在轧制过程中进行充分的静态回复和静态再结晶,降低变形抗力,细化晶粒尺寸。第二阶段轧制在奥氏体未再结晶区进行,本发明钢的再结晶终止温度 $T_{nr}$ 为873℃,同时由于V、Ti微合金元素的析出在900℃最快,在820℃时析出速度很小,因此二阶段开轧温度设定不高于900℃,终轧温度在820~850℃。由于形变可以细化铁素体晶粒,变形量增大,再结晶晶粒不断细化,直至最后不发生作用。因此奥氏体未再结晶区轧制的初始厚度设定为成品厚度的1.5~2.0倍,道次压下率控制在8~15%。

[0037] 本发明钢的 $A_{C3}$ 温度为878℃,达到奥氏体化的淬火温度为 $A_{C3}+30\sim 50^{\circ}\text{C}$ ,即905~930℃,保温时间设定为:产品厚度 $\times 2\text{min/mm}$ ,可以钢板充分奥氏体化,温度均匀。根据回火试验结果,本发明钢在625~635℃进行回火,保温时间:产品厚度 $\times 2.2\sim 4\text{min/mm}$ ,可以得到良好的综合机械性能。

[0038] 本发明制备得到的一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢,可用于船舶、工程机械、海洋工程等对钢板强度有较高要求,以及对厚度方向性能有一定需求的支撑件、构件。本发明船板钢具有制造工序简单等优点,在各冶金企业均可实施,适合推广。

## 附图说明

[0039] 图1为实施例1制得的钢板近表层金相组织图;

[0040] 图2为实施例1制得的钢板1/4处金相组织图;

[0041] 图3为实施例1制得的钢板1/2处金相组织图。

## 具体实施方式

[0042] 为了更好地解释本发明的技术方案,下面结合具体实施例对本发明的技术方案进行进一步的说明,下述实施例仅仅是示例性的说明本发明的技术方案,并不以任何形式限制本发明。

[0043] 下表1为本发明各实施例及对比例钢板中所含化学成分的质量百分含量列表;

[0044] 下表2为本发明各实施例及对比例钢板加热、轧制工艺参数取值列表;

[0045] 下表3为本发明各实施例及对比例钢板热处理工艺参数取值列表;

[0046] 下表4为本发明各实施例及对比例钢板的主要力学性能测试结果列表。

[0047] 下述各实施例均是按照本发明钢化学成分及生产工艺要求,进行冶炼和轧制的。

[0048] 本发明各实施例的一种690MPa级低温冲击性能优良的超高强度特厚船板钢的生

产方法,包括:铁水预处理→转炉冶炼→LF炉精炼→RH炉真空处理→板坯浇注→铸坯缓冷→铸坯加热→轧制→层流冷却→空冷→淬火→回火→空冷;其中:

[0049] (1) 进行铁水预处理,并控制铁水中 $S \leq 0.002\%$ , $As \leq 0.005\%$ ;

[0050] (2) 转炉顶底复吹冶炼,控制终点成分: $C \leq 0.05\%$ 、 $P \leq 0.005\%$ ,出钢前后搅时间 $\geq 1\text{min}$ ,挡渣出钢,脱氧合金化后入氩站底吹氩,氩站成分: $P \leq 0.006\%$ 、 $S \leq 0.012\%$ ,Mn、Cr、Mo、Cu、Ni、V等合金成分达到目标要求;

[0051] (3) LF炉精炼加入铝、萤石、电石等脱氧,氧含量 $\leq 30\text{ppm}$ ,加入石灰脱硫, $S \leq 0.002\%$ ,RH极限真空度循环次数6~8次,加入Ti、B等合金后循环次数2~3次,控制氧含量 $\leq 25\text{ppm}$ ,氮含量 $\leq 40\text{ppm}$ ,氢含量 $\leq 2\text{ppm}$ ;

[0052] (4) 连铸过程中采用动态轻压下和电磁搅拌,电磁搅拌电流为450A,频率6Hz,控制过热度 $10 \sim 30^\circ\text{C}$ ,恒拉速浇注,铸坯缓冷时间 $\geq 72\text{小时}$ ;

[0053] (5) 铸坯加热时控制加热温度在 $1200 \sim 1295^\circ\text{C}$ 范围,加热速率 $9 \sim 13\text{min/cm}$ ,出炉温度在 $1180 \sim 1220^\circ\text{C}$ 范围;

[0054] (6) 采用两阶段控制轧制,具体为:板坯出炉后冷却至 $1060 \sim 1100^\circ\text{C}$ 进行第一阶段轧制,先进行横轧展宽,再纵轧到底,横轧道次压下率控制在 $6 \sim 12\%$ ,纵轧道次压下率控制在 $10 \sim 15\%$ ,轧制速度控制在 $1.5 \sim 2.5\text{m/s}$ ,轧至成品厚度的 $1.5 \sim 2.0$ 倍进行温度等待;第二阶段开轧温度不高于 $900^\circ\text{C}$ ,道次压下率控制在 $8 \sim 15\%$ ,终轧温度控制在 $820 \sim 850^\circ\text{C}$ ;轧后水冷至 $680 \sim 750^\circ\text{C}$ ;

[0055] (7) 淬火热处理:控制热处理炉温度在 $905 \sim 930^\circ\text{C}$ 范围,钢板到达该温度范围后保温时间为:产品厚度 $\times 2\text{min/mm}$ ,钢板出炉后立即进行淬水机水冷至室温;

[0056] (8) 回火热处理:控制热处理炉温度在 $625 \sim 635^\circ\text{C}$ 进行回火,钢板到达该温度范围后保温时间为:产品厚度 $\times 2.2 \sim 4\text{min/mm}$ ,回火结束后出炉空冷至室温。

[0057] 表1本发明各实施例及对比例钢板中所含化学成分的质量百分含量列表



[0058]

元素	实施例					对比例	
	1	2	3	4	5	1	2
C	0.105	0.104	0.08	0.12	0.09	0.14	0.13
Si	0.21	0.25	0.35	0.10	0.28	0.27	0.23
Mn	1.5	1.45	1.51	1.48	1.60	1.17	1.5
P	0.008	0.007	0.005	0.008	0.006	0.017	0.012
S	0.002	0.002	0.0018	0.002	0.002	0.007	0.003
Al <sub>t</sub>	0.038	0.020	0.031	0.033	0.040	0.03	0.034
V	0.037	0.032	0.04	0.030	0.035	0.032	0.048
Ti	0.012	0.015	0.01	0.008	0.013	0.011	0.012
Ni	1.008	0.978	1.022	2.00	0.90	0.272	0.21
Cr	0.504	0.454	0.422	0.40	0.60	0.74	0.498
Mo	0.40	0.326	0.466	0.30	0.50	0.345	0.377
Cu	0.20	0.15	0.25	0.18	0.24	0.03	0.02
B	0.0009	0.0012	0.0006	0.006	0.0011	0.0013	0.0014
As	0.003	0.003	0.002	0.003	0.005	0.01	0.004
N	0.0032	0.004	0.0034	0.0035	0.003	0.0058	0.0046
H	0.00015	0.00018	0.0002	0.00016	0.00018	0.00022	0.00026
O	0.0019	0.0022	0.0024	0.002	0.0025	0.0036	0.0032
Ceq	0.624	0.583	0.602	0.658	0.66	0.579	0.58

[0059] 表2本发明各实施例及对比例钢板加热、轧制工艺参数取值列表

[0060]

加热轧制工艺	成品厚度/mm	铸坯加热速率 min/cm	铸坯出炉温度/℃	粗轧开轧温度/℃	横轧道次压下率/%	纵轧道次压下率/%	轧制速度 m/s	待温厚度/mm	精轧开轧温度/℃	精轧道次压下率/%	精轧终轧温度/℃	返红温度/℃	
实施例	1	80	11	1193	1074	8~9.2	10.2~13.3	1.7~2.5	130	847	8.6~14.2	840	684
	2	60	12.8	1199	1061	6~7.6	11.8~13.6	1.5~2.4	120	825	9.6~10.7	823	682
	3	50	10.1	1187	1078	6.7~7.9	10.7~14.5	1.5~2.5	100	839	10~12.6	835	692
	4	70	11.5	1216	1096	6.3~11.7	10.7~14.6	1.8~2.2	120	848	9.8~15.0	842	714
	5	60	9.2	1185	1062	6.5~11.2	10.3~14.8	1.8~2.4	108	846	12.3~14.3	838	685
对比例	1	80	10.3	1187	1182	6~6.9	15.5~21	1.55~2.2	133	874	7.9~15	850	727
	2	70	9.7	1189	1184	5~6.7	12.6~15.3	1.6~2.3	120	896	9.8~15	854	726

[0061] 表3本发明各实施例及对比例钢板热处理工艺参数取值列表

[0062]

热处理工艺	成品厚度/mm	淬火温度/℃	淬火保温时间/min	回火温度/℃	回火保温时间/min	
实施例	1	80	909	160	632	242
	2	60	910	120	630	150
	3	50	910	100	628	125
	4	70	925	140	633	210
	5	60	920	120	630	180
对比例	1	80	921	165	631	140
	2	70	920	140	590	160

[0063] 表4本发明各实施例及对比例钢板的主要力学性能测试结果列表

性能		成品 厚度 /mm	ReH /MPa	Rm /MPa	A /%	1/4 厚度部位 -60℃冲击功 KV <sub>2</sub> /J	1/2 厚度部位 -60℃冲击功 KV <sub>2</sub> /J	厚度方向断 面收缩率 /%	金相组织
[0064] 实施 例	1	80	768	817	19.5	202, 211, 201	116, 131, 104	50, 38, 39	回火 M
	2	60	747	805	20.5	199, 219, 202	105, 104, 99	60, 59, 65	回火 M
	3	50	695	831	20	263, 276, 258	110, 173, 170	56, 55, 60	回火 M
	4	70	742	824	19.5	215, 246, 231	124, 105, 112	55, 54, 42	回火 M
	5	60	733	828	20	228, 232, 217	115, 129, 105	48, 47, 55	回火 M
对比 例	1	80	740	807	14	45, 13, 32	13, 8, 8	15, 16, 12	回火 M+B
	2	70	780	838	17	123, 93, 97	21, 7, 16	21, 19, 33	回火 M

[0065] 由表4可知,本发明实施例的屈服强度ReH均在690MPa以上,抗拉强度Rm在800MPa以上,延伸率A在19%以上,钢板1/4厚度部位-60℃冲击功KV<sub>2</sub>在190J以上,1/2厚度部位-60℃冲击功KV<sub>2</sub>在90J以上,厚度方向断面收缩率在35%以上,具有良好的截面冲击稳定性,钢板各部位组织均为回火马氏体(回火M)。附图1~3为实施例1制得的钢板的各厚度部位金相组织图片。从图中可以看出,本发明钢板各部位组织均为回火马氏体(回火M)。

[0066] 上述实施例仅仅是本发明为解释本发明而列举的具体实例,并不以任何形式限制本发明,任何人根据上述内容和形式做出的不偏离本发明权利要求保护范围的非实质性的改变,均应认为落入本发明权利要求的保护范围。本发明不局限于上述具体的实施实例。

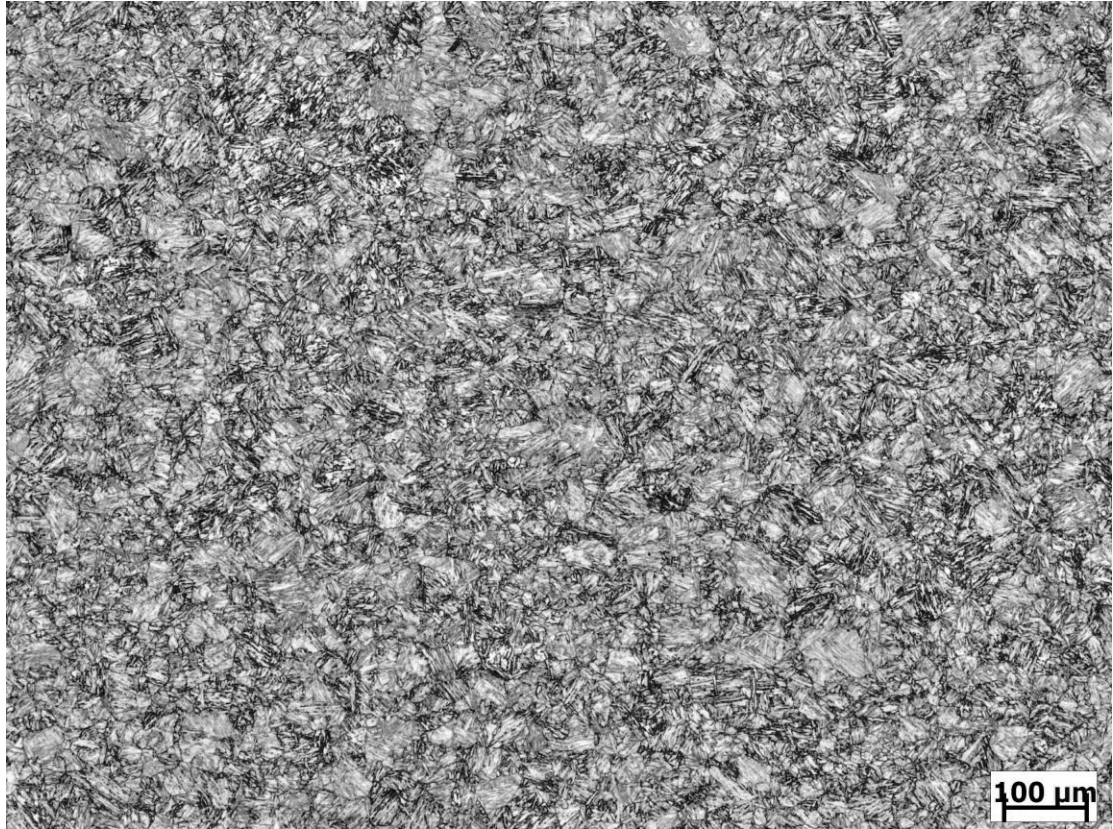


图1

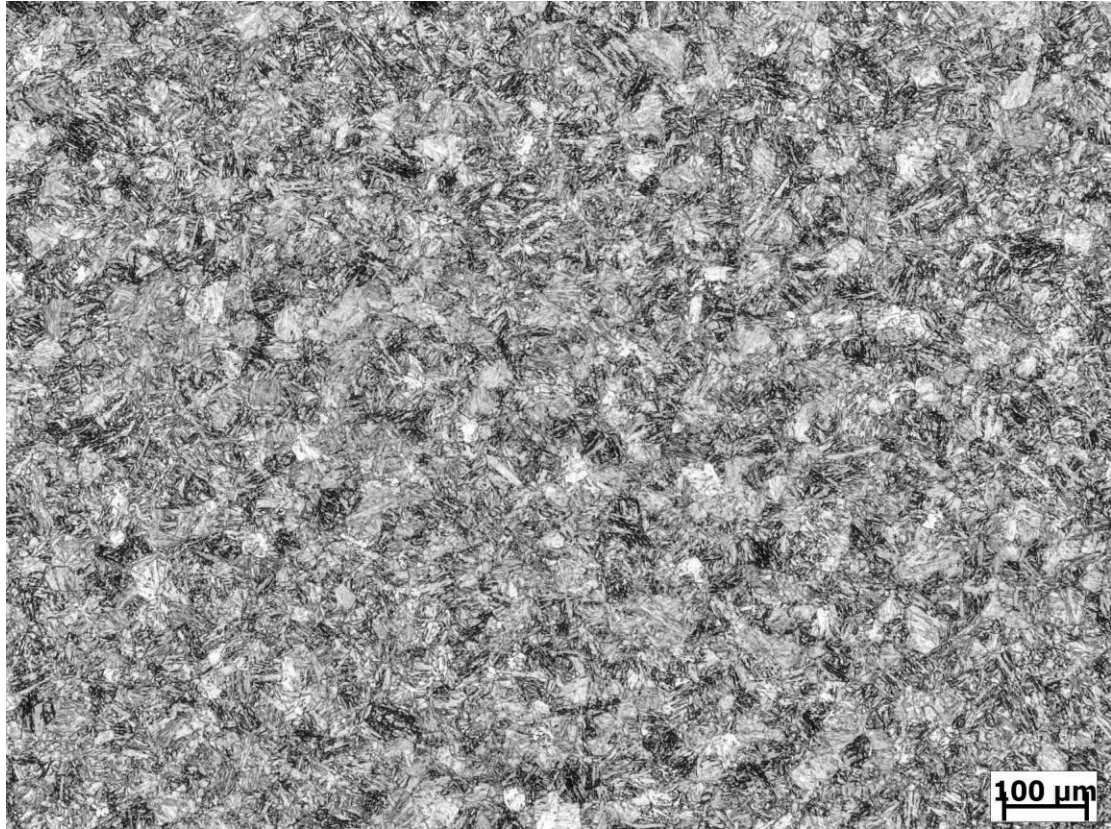


图2

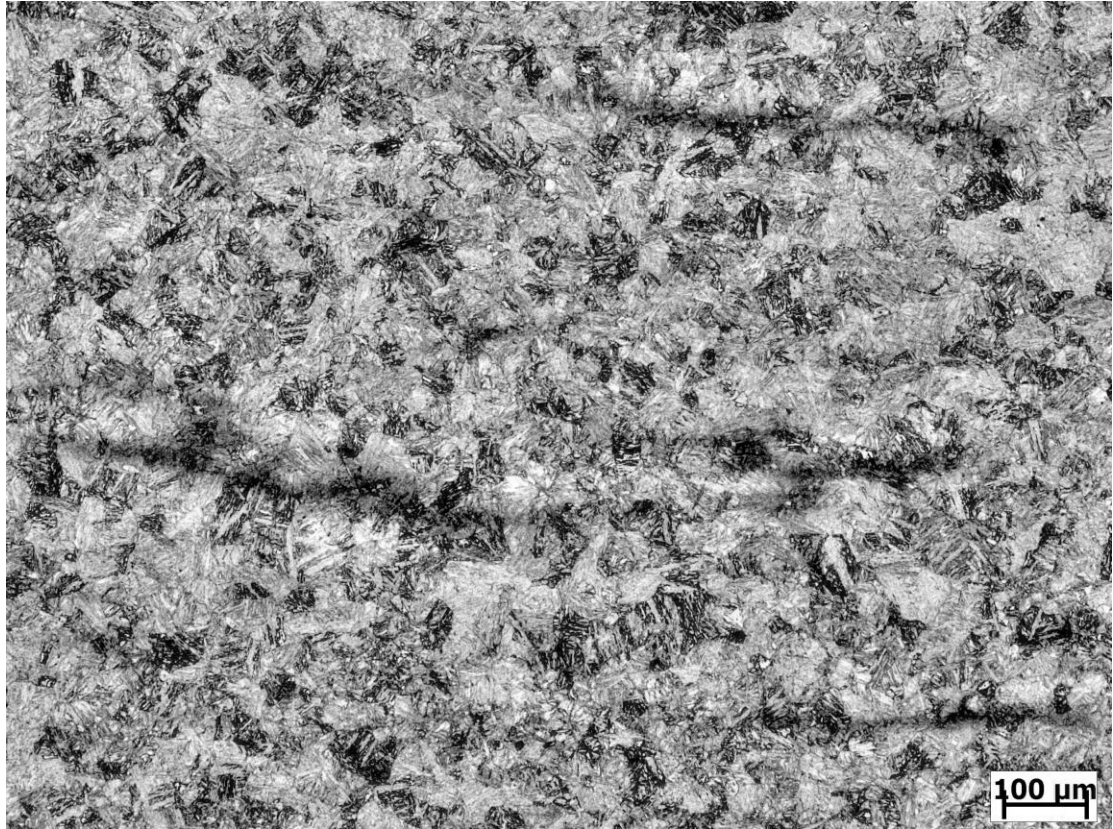


图3