



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114000056 A

(43) 申请公布日 2022.02.01

(21) 申请号 202111253774.1

C22C 38/48 (2006.01)

(22) 申请日 2021.10.27

C22C 38/46 (2006.01)

(71) 申请人 北京科技大学烟台工业技术研究院
地址 264000 山东省烟台市莱山区新苑路5号合普公司办公楼主四楼4013室

C22C 38/50 (2006.01)

C22C 38/54 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 1/18 (2006.01)

(72) 发明人 尚成嘉 郭晖 喻异双 李秀程

C21D 1/26 (2006.01)

(74) 专利代理机构 北京科领智诚知识产权代理有限公司 (普通合伙) 11782

B21B 37/74 (2006.01)

B21B 37/58 (2006.01)

代理人 陈士骞

B21B 1/46 (2006.01)

(51) Int. Cl.

C22C 38/02 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/42 (2006.01)

C22C 38/44 (2006.01)

C22C 38/52 (2006.01)

权利要求书1页 说明书6页 附图2页

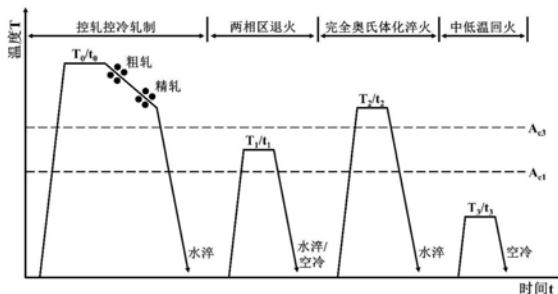
(54) 发明名称

一种屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板及其制备方法

于中厚钢板生产。

(57) 摘要

本发明实施例公开一种屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板及其制备方法,该钢板化学成分的质量百分数为:C:0.10~0.20%,Si:0.10~0.30%,Mn:1.00~1.50%,P:≤0.010%,S:≤0.005%,Cu:0~0.50%,Cr:0.20~0.60%,Ni:0.50~3.00%,Mo:0.20~0.80%,Co:0.20~1.00%,Nb:0~0.050%,V:0.020~0.100%,Ti:0.005~0.015%,B:0.0005~0.0020%,余量为Fe和不可避免的杂质,并满足碳当量CEV≤0.75%。基于上述成分,经熔炼、控轧控冷工艺和(α+γ)两相区退火+完全奥氏体化淬火+中低温回火处理工艺,制备出高强韧性低屈强比中厚钢板。本发明制备的钢板其屈服强度 $R_{eH} \geq 960\text{MPa}$,抗拉强度 $R_m \geq 1100\text{MPa}$,屈强比 $YR \leq 0.95$,断后伸长率 $A \geq 12\%$, -40°C 冲击韧性 $\geq 69\text{J}$ 。与现有960MPa级中厚钢板相比,本发明优点在于,具有良好的强塑韧性匹配,并兼具较低的屈强比,适



CN 114000056 A

1. 一种屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板及其制备方法,其特征在于,该钢板化学成分的质量百分数为:C:0.10~0.20%,Si:0.10~0.30%,Mn:1.00~1.50%,P: \leq 0.010%,S: \leq 0.005%,Cu:0~0.50%,Cr:0.20~0.60%,Ni:0.50~3.00%,Mo:0.20~0.80%,Co:0.20~1.00%,Nb:0~0.050%,V:0.020~0.100%,Ti:0.005~0.015%,B:0.0005~0.0020%,余量为Fe和不可避免的杂质,并满足碳当量CEV \leq 0.75%,耐候性指数I \geq 6.0%。其中,

$$\text{CEV}(\%) = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{V} + \text{Mo})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15,$$

$$\text{I}(\%) = 26.01\text{Cu} + 3.88\text{Ni} + 1.20\text{Cr} + 1.49\text{Si} + 17.28\text{P} - 7.29\text{Cu} \times \text{Ni} - 9.10\text{Ni} \times \text{P} - 33.39\text{Cu}^2.$$

2. 根据权利要求1所述的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板,其特征在于,所述钢板的屈服强度 $R_{eH} \geq 960\text{MPa}$,抗拉强度 $R_m \geq 1100\text{MPa}$,屈强比 $YR \leq 0.95$,断后伸长率 $A \geq 12\%$, -40°C 冲击韧性 $\geq 69\text{J}$ 。

3. 根据权利要求1所述的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板,其特征在于,显微组织以回火马氏体为主、回火贝氏体为辅并由少量M/A构成。

4. 根据权利要求1所述的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板,其特征在于,钢板厚度为10~100mm。

5. 一种权利要求1所述的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的制备方法,其特征在于,该制备方法包括以下步骤:

(1) 控轧控冷工艺

将连铸坯或铸锭开坯后装入加热炉中加热,加热温度为 $1100 \sim 1150^\circ\text{C}$,保温时间为120min,经粗轧和精轧至10~100mm厚,然后直接淬火至室温,得到热轧板。其中,粗轧开轧温度 $1050 \sim 1100^\circ\text{C}$,终轧温度 $1000 \sim 1050^\circ\text{C}$,轧制3~5道次,道次压下率为15~20%;精轧开轧温度 $900 \sim 950^\circ\text{C}$,终轧温度 $850 \sim 900^\circ\text{C}$,轧制3~5道次,道次压下率为20~25%。

(2) 热处理工艺

热处理过程包括($\alpha + \gamma$)两相区退火、完全奥氏体化淬火和中低温回火三道工序。其中, ($\alpha + \gamma$)两相区退火保温温度为 $Ac_1 + 20 \sim (Ac_1 + Ac_3)/2^\circ\text{C}$,保温时间不少于60min,钢板加热后空冷或水淬;完全奥氏体化淬火保温温度为 $Ac_1 + 30 \sim 50^\circ\text{C}$,保温时间为30~180min,钢板加热后水淬;低温回火保温温度为 $200 \sim 400^\circ\text{C}$,保温时间为30~120min,回火后钢板空冷至室温。

一种屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及钢铁材料技术领域,具体而言,涉及一种屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板及其制备方法。

背景技术

[0002] 随着近些年国家基础设施建设的大力投入,高强度等级的结构用钢在工程机械、矿山开采、起重矿车、海洋平台等方面得到了广泛使用,由此对高强度结构用钢的力学性能提出了更高要求。不仅要求其具有高强度以满足结构轻量化要求,而且还应具有较低的屈强比、优良的低温韧性、焊接性和耐蚀性等,以满足钢结构的安全可靠、长寿等要求。

[0003] 具有良好综合性能和较高附加值的960MPa级高强海工用钢需求趋势明显,是目前各钢厂和科研院所研发的一个热点钢种。国外一些先进钢铁企业已经在此级别上能稳定供货,且性能优良,而国内企业在生产技术方面仍存在一些不足,特别是对生产较厚规格板材以及性能稳定性要求较高的钢板仍存在技术瓶颈。

[0004] 针对屈服强度为960MPa级的海工用钢,现有的生产工艺主要有控轧控冷(DQ+T)和调质工艺两种。控轧控冷(DQ+T)工艺能够充分利用控轧时奥氏体形变对淬火马氏体组织的细化作用来提高钢板强韧性,因而与传统调质钢板相比可以减少合金加入量。但是,由于大厚度钢板的压下量较小,会导致晶粒细化有限,造成板厚方向上组织不均,最终导致板厚方向上力学性能差异很大。传统的调质热处理(淬火+高温回火)对生产性能稳定性与均匀性要求更高的钢板具有一定优势,但是热轧钢板经淬火后,晶粒细化程度有限,同时高温回火会导致屈强比升高,无法满足对低屈强比有需求的工程应用。

[0005] 综上所述,现有各种屈服强度为960MPa级的海工用钢存在组织均匀性与性能稳定性差、屈强比高等诸多不足。要同时实现屈服强度 $R_{eH} \geq 960\text{MPa}$ 、抗拉强度 $R_m \geq 1100\text{MPa}$ 、屈强比 $YR \leq 0.95$ 、断后伸长率 $A \geq 12\%$ 且 -40°C 冲击韧性 $\geq 69\text{J}$ 的综合性能要求,并兼具良好的组织均匀性与性能稳定性,现有的合金成分设计和工艺路线已难以满足。亟需开发出一种适用于稳定工业化生产的960MPa级高性能海工用钢,以满足行业发展的需求。

发明内容

[0006] 本发明旨在提供一种屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板及其制备方法,通过合金成分设计以及控轧控冷与热处理工艺,调控钢板的微观组织,获得具有良好强塑韧性匹配、较低屈强比和一定耐候性的中厚钢板。

[0007] 本发明提供一种屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板,该钢板化学成分的质量百分数为:C:0.10~0.20%,Si:0.10~0.30%,Mn:1.00~1.50%,P: $\leq 0.010\%$,S: $\leq 0.005\%$,Cu:0~0.50%,Cr:0.20~0.60%,Ni:0.50~3.00%,Mo:0.20~0.80%,Co:0.20~1.00%,Nb:0~0.050%,V:0.020~0.100%,Ti:0.005~0.015%,B:0.0005~0.0020%,余量为Fe和不可避免的杂质,并满足碳当量 $CEV \leq 0.75\%$,耐候性指数 $I \geq 6.0\%$ 。

[0008] 本发明合金成分设计较复杂,合金含量较高,且加入了多种微合金元素。以下对本

发明的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板中所含主要合金组分的作用及用量的选择进行具体分析说明：

[0009] C:C是保证钢板强度的主要元素之一,当C含量过低(低于0.10%)时,无法保证钢板的强度;当C含量过高(超过0.20%)时,则会降低钢的低温韧性与焊接性能。因此,本发明的C含量范围为0.10~0.20%。

[0010] Si:Si是炼钢脱氧的必要元素,同时可以起到固溶强化作用,提高钢板的强度。当Si含量低于0.10%时,脱氧和固溶强化作用不足;当Si含量高于0.30%时,钢的洁净度下降,会恶化钢板的塑韧性以及焊接性能,影响最终产品的质量。因此,本发明的Si含量范围为0.10~0.30%。

[0011] Mn:Mn是奥氏体稳定化元素,是提高强韧性的有效元素,在低碳条件下对于提高钢的强度具有显著作用。当Mn含量小于1.00%时,钢板的强度偏低;当Mn含量大于1.50%时,极易在钢中产生严重的中心偏析,影响钢的组织均匀性和冲击韧性。因此,本发明的Mn含量范围为1.00~1.50%。

[0012] P:P为钢中的有害元素,要严格控制其含量,较高含量的P可以显著提高钢的耐候性,但也会增加钢的冷脆倾向,降低钢的韧性,恶化钢的加工及焊接性能。因此,本发明的P含量控制在0.010%以下。

[0013] S:S是钢中的有害元素,易与钢中Mn等元素形成硫化物夹杂以及组织偏析,降低钢的强度和韧性,恶化疲劳及焊接性能。过高的S含量易引起热脆性,应尽量降低其含量。因此,本发明的S含量控制在0.005%以下。

[0014] Cu:Cu能改善钢的淬透性,可以明显提高厚钢板的心部强度,同时Cu也是重要的提高耐蚀性的元素。当Cu含量超过0.50%时,加热过程中会产生热脆现象,引起表面质量问题同时还会降低钢板焊接热影响区的韧性。因此,本发明的Cu含量范围为0~0.50%。

[0015] Cr:Cr能有效提高钢的强度,显著改善钢的耐蚀性能。此外,Cr能提高钢的淬透性,当Cr与Ni、Cu复合添加时,更有助于提高钢的淬透性和耐蚀性能。当Cr含量低于0.20%时,不能有效发挥其作用;但当含量过高(超过0.60%)时,则会增加焊接难度,降低热影响区的冲击韧性。因此,本发明的Cr含量范围为0.20~0.60%。

[0016] Ni:Ni能提高钢的淬透性,具有一定的强化作用,能显著地提高钢的低温韧性和耐蚀性,同时Ni还能有效阻止Cu的热脆引起的网裂。当Ni含量较低(低于0.50%)时,对钢的低温韧性的提升不明显,尤其是厚规格钢板;但是过高的Ni含量会大幅提高合金成本。因此,本发明的Ni含量范围为0.50~3.00%。

[0017] Mo:Mo能够提高钢的淬透性,抑制多边形铁素体和珠光体的产生,促进在较大冷却范围内形成晶内有大量位错的铁素体或贝氏体,产生相变强化和位错强化作用,显著提高钢的强度和组织均匀性;同时Mo还可以有效抑制马氏体的回火脆性。当Mo含量低于0.20%时,对钢的强度和组织均匀性的提升并不显著;但当Mo含量过高时,会导致碳当量升高,不利于焊接,而且会提高合金成本。因此,本发明的Mo含量范围为0.20~0.80%。

[0018] Co:Co虽然是扩大 γ 相区元素,但适量的Co可以有效促进合金碳化物的析出,增加其弥散度,提高二次硬化效果;同时Co的加入可以细化晶粒尺寸,提高钢的低温韧性。因此,本发明的Co含量范围为0.20~1.00%。

[0019] Nb:Nb是强碳氮化合物形成元素,能提高钢的奥氏体再结晶温度,奥氏体可以在更

高的轧制温度下进行轧制。此外Nb在控制轧制连续冷却过程中的析出强化作用,通过Nb的碳氮化物的应变诱导析出可以钉扎奥氏体晶粒,细化奥氏体晶粒并提高强度及低温韧性。当Nb含量高于0.050%时,会显著提高钢的屈强比,同时增加合金成本。因此,本发明的Nb含量范围为0~0.050%。

[0020] V:V是强碳氮化合物形成元素,适量的V具有明显的析出强化作用,降低屈强比。当Nb和V复合加入时,可明显减少横向裂纹的发生,显著提高钢的再结晶温度。当V的含量过高,会恶化焊接影响区的冲击韧性。因此,本发明的V含量范围为0.020~0.100%。

[0021] Ti:Ti是一种强碳氮化合物形成元素,形成碳、氮化物析出颗粒,能有效钉扎晶界,阻碍奥氏体晶粒的长大,起到细化晶粒,提高钢的强韧性和低温韧性作用。当Ti含量低于0.005%时,固氮效果差,起不到细化晶粒的效果;超过0.015%时,固氮效果达到饱和,过剩的Ti会恶化钢的韧性。因此,本发明的Ti含量范围为0.005~0.015%。

[0022] B:B是强淬透性元素,加入微量的B即可显著提高钢的强度。B还可以与Nb、Mo等元素相互作用,强烈抑制先共析铁素体的形成,促进马氏体或贝氏体的形成。当B含量低于0.0005%时,在钢中的淬透性作用不明显,对钢的强度的提升有限;当B含量高于0.0020%时,会恶化钢的韧性及焊接性能。因此,本发明的B含量范围为0.0005~0.0020%。

[0023] 上述屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的屈服强度 $R_{eH} \geq 960\text{MPa}$,抗拉强度 $R_m \geq 1100\text{MPa}$,屈强比 $YR \leq 0.95$,断后伸长率 $A \geq 12\%$, -40°C 冲击韧性 $\geq 69\text{J}$ 。

[0024] 本发明的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的显微组织以回火马氏体为主、回火贝氏体为辅并由少量M/A构成。

[0025] 本发明的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的厚度为10~100mm。

[0026] 本发明的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的制备方法包括以下步骤:

[0027] (1) 控轧控冷工艺

[0028] 将连铸坯或铸锭开坯后装入加热炉中加热,加热温度为1100-1150 $^\circ\text{C}$,保温时间为120min,经粗轧和精轧至10~100mm厚,然后直接淬火至室温,得到热轧板。其中,粗轧开轧温度1050~1100 $^\circ\text{C}$,终轧温度1000~1050 $^\circ\text{C}$,轧制3~5道次,道次压下率为15~20%;精轧开轧温度900~950 $^\circ\text{C}$,终轧温度850~900 $^\circ\text{C}$,轧制3~5道次,道次压下率为20~25%。

[0029] (2) 热处理工艺

[0030] 热处理工艺包括($\alpha + \gamma$)两相区退火、完全奥氏体化淬火和中低温回火三道工序。其中,两相区退火保温温度为 $Ac_1 + 20 \sim (Ac_1 + Ac_3) / 2^\circ\text{C}$,保温时间不少于60min,钢板加热后空冷或水淬;完全奥氏体化淬火保温温度为 $Ac_1 + 30 \sim 50^\circ\text{C}$,保温时间为30~180min,钢板加热后水淬;中低温回火保温温度为200~400 $^\circ\text{C}$,保温时间为30~120min,回火后钢板空冷至室温。

[0031] 本发明的屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的制备方法所涉及的工艺控制原理如下:

[0032] 本发明涉及的控轧控冷工艺原理是:将连铸坯或铸锭开坯后装入加热炉中加热,加热温度为1100~1150 $^\circ\text{C}$,保温时间为120min,经粗轧和精轧至10~100mm厚,然后直接淬火至室温,得到热轧板材。其中,粗轧开轧温度1050~1100 $^\circ\text{C}$,终轧温度1000~1050 $^\circ\text{C}$,轧制3~5道次,道次压下率为15~20%;精轧开轧温度900~950 $^\circ\text{C}$,终轧温度850~900 $^\circ\text{C}$,轧制3~5道次,道次压下率为20~25%。

[0033] 本发明涉及的热处理工艺原理是：热处理过程包括 $(\alpha+\gamma)$ 两相区退火、完全奥氏体化淬火和中低温回火三道工序。其中， $(\alpha+\gamma)$ 两相区退火保温温度为 $Ac_1+20\sim(Ac_1+Ac_3)/2^\circ\text{C}$ ，保温时间不少于60min，钢板加热后空冷或水淬；完全奥氏体化淬火保温温度为 $Ac_1+30\sim 50^\circ\text{C}$ ，保温时间为30~180min，钢板加热后水淬；中低温回火保温温度为 $200\sim 400^\circ\text{C}$ ，保温时间为30~120min，回火后钢板空冷至室温。各工序组织调控原理分述如下：

[0034] $(\alpha+\gamma)$ 两相区退火：钢板经 $(\alpha+\gamma)$ 两相区退火可以细化晶粒，获得不均匀组织，该组织是由合金元素富集的马氏体/贝氏体和合金元素贫瘠的临界铁素体组成，其特点是不同相及其界面处合金元素富集程度不同。两相区退火形成的不均匀组织，为后续完全奥氏体化淬火做组织准备，它有利于后续加热过程中界面处粒状逆转奥氏体的形成，可以有效细化晶粒。两相区退火保温温度设定为 $Ac_1+20\sim(Ac_1+Ac_3)/2^\circ\text{C}$ ，是为了获得一定量的逆转奥氏体；保温时间不少于60min，是为了保证保温过程中元素能充分地配分到逆转奥氏体中，最终获得不均匀组织。

[0035] 完全奥氏体化淬火：钢板经两相区退火后，重新加热至 $Ac_1+30\sim 50^\circ\text{C}$ 并保温30~180min，然后淬火。钢板经完全奥氏体化淬火，原奥氏体晶粒得以有效细化，最终获得以淬火马氏体(硬相)为主、贝氏体(软相)为辅和少量M/A(硬相)的组织，该组织使钢板具有较低的屈强比。

[0036] 中低温回火：将完全奥氏体化淬火后的钢板加热至 $200\sim 400^\circ\text{C}$ 并保温30~120min，进行中低温回火。钢板经中低温回火，析出纳米碳化物，提高屈服强度；同时，中低温回火可以避免位错过度回复和M/A的分解，保证钢板的抗拉强度。钢板经中低温回火后，获得以回火马氏体(硬相)为主、回火贝氏体(软相)为辅和少量M/A(硬相)的组织，保证钢板具有高强韧性的同时，获得低的屈强比。

[0037] 本发明实施例的创新点包括：

[0038] 1、本发明合金成分采用低碳设计，保证钢板的韧性和焊接性能；通过添加Cu、Ni、Cr、Mo等耐候元素，提高钢的韧性及耐腐蚀性能；Nb、V、Ti复合微合金化，细化晶粒；B微合金化处理提高淬透性；设计了低碳易焊接且兼具耐候性的合金成分。

[0039] 2、采用合理的控轧控冷工艺与 $(\alpha+\gamma)$ 两相区退火+完全奥氏体化淬火+中低温回火热处理工艺，通过控制轧制和热处理工艺参数，使钢板获得良好的强塑韧性匹配和较低的屈强比，即屈服强度 $R_{eH}\geq 960\text{MPa}$ ，抗拉强度 $R_m\geq 1100\text{MPa}$ ，屈强比 $YR\leq 0.95$ ，断后伸长率 $A\geq 12\%$ ， -40°C 冲击韧性 $\geq 69\text{J}$ 。

[0040] 3、通过本发明的合金成分与处理工艺制备的钢板，显微组织以回火马氏体为主、回火贝氏体为辅并由少量M/A构成，在厚度方向组织均匀，性能波动小，可生产10~100mm厚的钢板。

附图说明

[0041] 为了更清楚地说明本发明实施例或现有技术中的技术方案，下面将对实施例或现有技术描述中所需要使用的附图作简单介绍。显而易见地，下面描述中的附图仅仅是本发明的一些实施例。对于本领域普通技术人员来讲，在不付出创造性劳动的前提下，还可以根据这些附图获得其他的附图。

[0042] 图1为本发明实施例所采用的热处理工艺示意图($T_0=1100\sim 1150^\circ\text{C}$ ， t_0 为120min；

$T_1 = Ac_1 + 20 \sim (Ac_1 + Ac_3) / 2^\circ C$, t_1 不小于 60min; $T_2 = Ac_1 + 30 \sim 50^\circ C$, $t_2 = 30 \sim 180$ min; $T_3 = 200 \sim 400^\circ C$, $t_3 = 30 \sim 120$ min; t_0 、 t_1 、 t_2 和 t_3 为保温时间);

[0043] 图2为本发明实施例1成分的钢在该发明的热处理工艺条件下的扫描电镜组织示意图(试样2);

[0044] 图3为本发明实施例1成分的钢在该发明的热处理工艺条件下的电子背散射衍射组织示意图(试样2)。

具体实施方式

[0045] 下面将结合本发明实施例中的附图,对本发明实施例中的技术方案进行清楚、完整的描述。显然,所描述的实施例仅仅是本发明的一部分实施例,而不是全部的实施例。基于本发明中的实施例,本领域普通技术人员在没有付出创造性劳动前提下所获得的所有其他实施例,都属于本发明保护的范围。

[0046] 需要说明的是,本发明实施例及附图中的术语“包括”和“具有”以及它们的任何变形,意图在于覆盖不排他的包含。例如包含的一系列步骤或单元的过程、方法、系统、产品或设备没有限定于已列出的步骤或单元,而是可选地还包括没有列出的步骤或单元,或可选地还包括对于这些过程、方法、产品或设备固有的其他步骤或单元。

[0047] 本发明提供了一种屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板及其制备方法。下面对本发明实施例进行详细说明。

[0048] 本发明钢由真空感应炉冶炼,化学成分如表1所示。锻造开坯(80mm)后在实验室中经两阶段轧制,分别轧制成12mm厚板材,最后水淬至室温。热处理温度及热处理后的冷却方式等主要工艺参数见表2。热处理钢板的横向拉伸强度、-40℃纵向冲击功在表3中列出,均达到屈服强度 $R_{eh} \geq 960$ MPa,抗拉强度 $R_m \geq 1100$ MPa,屈强比 $YR \leq 0.95$,断后伸长率 $A \geq 12\%$, -40℃冲击韧性 ≥ 69 J。

[0049] 表1 屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的化学成分(wt.%)

钢号	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Co	Nb	V	Ti	B
S01	0.12	0.21	1.38	0.005	0.002	0.30	0.52	1.02	0.72	0.30	0.021	0.072	0.011	0.0015
S02	0.15	0.20	1.40	0.004	0.003	0.31	0.50	1.00	0.71	0.27	0.026	0.070	0.009	0.0012

[0051] 表2 屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的热处理工艺

试样 编 号	钢 号	两相区退火			完全奥氏体化淬火			中低温回火		
		保 温 温 度 / °C	保 温 时 间 / min	冷 却 方 式	保 温 温 度 / °C	保 温 时 间 / min	冷 却 方 式	保 温 温 度 / °C	保 温 时 间 / min	冷 却 方 式
[0052] 1	S01	740	30	水淬	900	30	水淬	200	30	空冷
2	S01	740	30	水淬	900	30	水淬	400	30	空冷
3	S02	740	30	水淬	900	30	水淬	200	30	空冷
4	S02	740	30	水淬	900	30	水淬	400	30	空冷

[0053] 表3 屈服强度960MPa级低屈强比海工用钢板的力学性能

试样 编 号	钢 号	屈服强度 ReL/MPa	抗拉强度 Rm/MPa	屈强比 YR	断后伸长 率 A/%	-40 °C 冲击吸 收能量 KV ₂ /J
[0054] 1	S01	1101	1304	0.85	14.4	97.0
2	S01	1142	1215	0.94	13.8	86.0
3	S02	1184	1414	0.84	13.2	78.0
4	S02	1253	1347	0.93	12.5	73.0

[0055] 上述系统、装置实施例与系统实施例相对应,与方法实施例具有同样的技术效果,具体说明参见方法实施例。装置实施例是基于方法实施例得到的,具体的说明可以参见方法实施例部分,此处不再赘述。本领域普通技术人员可以理解:附图只是一个实施例的示意图,附图中的模块或流程并不一定是实施本发明所必须的。

[0056] 本领域普通技术人员可以理解:实施例中的装置中的模块可以按照实施例描述分布于实施例的装置中,也可以进行相应变化位于不同于本实施例的一个或多个装置中。上述实施例的模块可以合并为一个模块,也可以进一步拆分成多个子模块。

[0057] 最后应说明的是:以上实施例仅用以说明本发明的技术方案,而非对其限制;尽管参照前述实施例对本发明进行了详细的说明,本领域的普通技术人员应当理解:其依然可以对前述实施例所记载的技术方案进行修改,或者对其中部分技术特征进行等同替换;而这些修改或者替换,并不使相应技术方案的本质脱离本发明实施例技术方案的精神和范围。

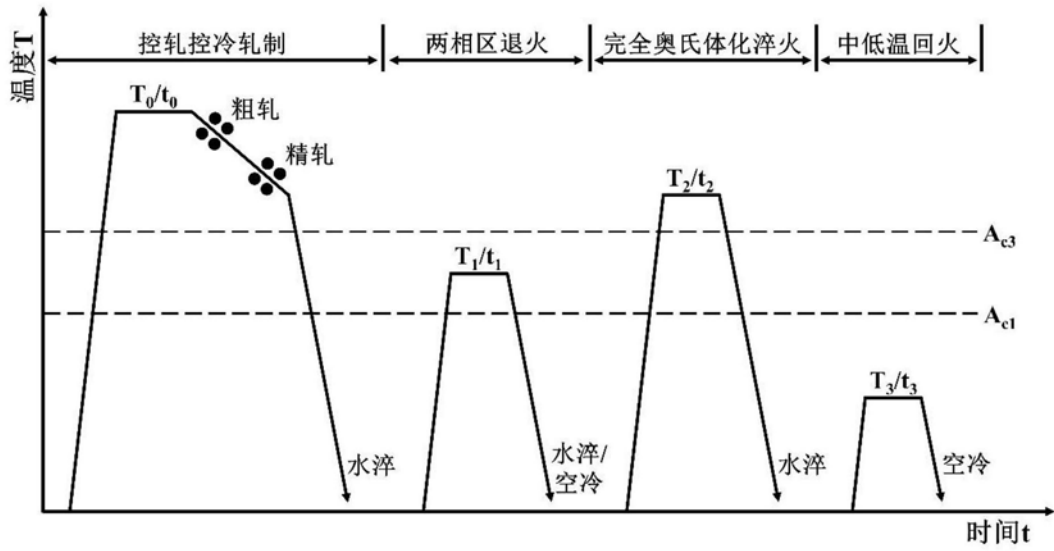


图1

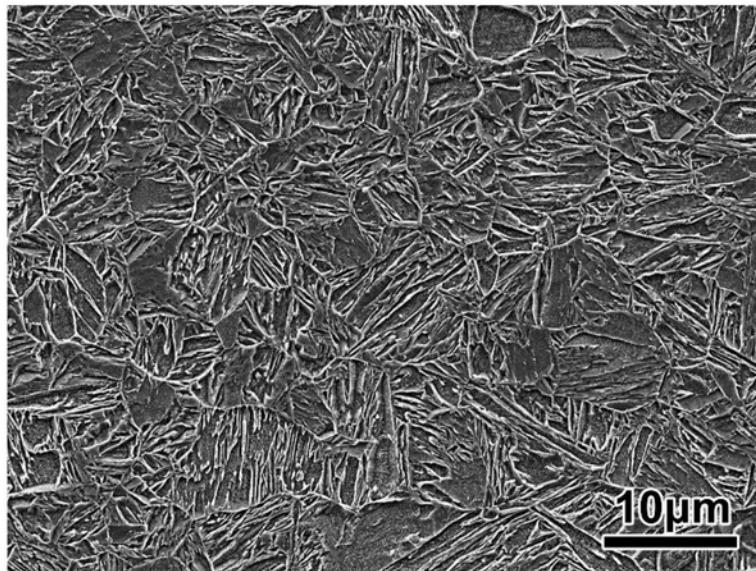


图2

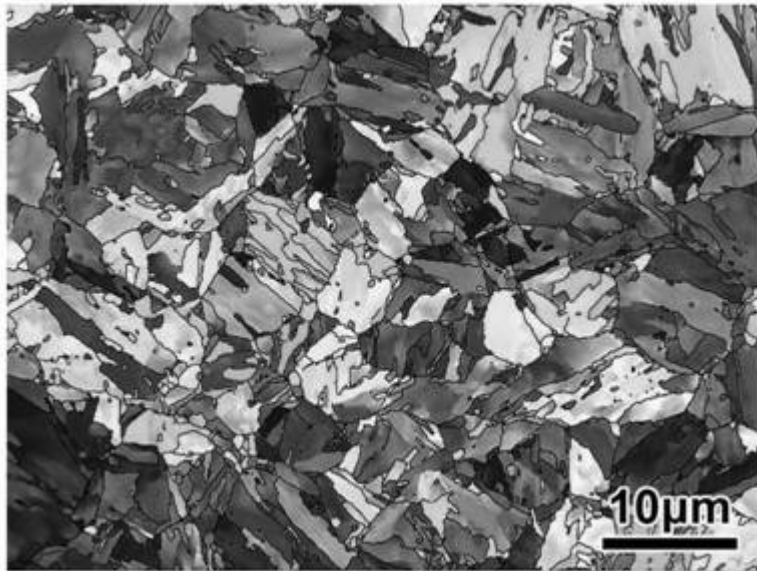


图3