



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 105463324 B

(45)授权公告日 2017.09.22

(21)申请号 201610025495.2

G22C 38/14(2006.01)

(22)申请日 2016.01.15

G22C 38/02(2006.01)

(65)同一申请的已公布的文献号

G22C 33/04(2006.01)

申请公布号 CN 105463324 A

G21D 8/02(2006.01)

(43)申请公布日 2016.04.06

(56)对比文件

(73)专利权人 宝山钢铁股份有限公司

CN 102953018 A,2013.03.06,

地址 201900 上海市宝山区富锦路885号

CN 102644037 A,2012.08.22,

(72)发明人 章传国 郑磊 孙磊磊 柏明卓

CN 104141099 A,2014.11.12,

(74)专利代理机构 上海开祺知识产权代理有限公司 31114

CN 130451536 A,2013.12.18,

代理人 竺明

审查员 蔡旭东

(51)Int.Cl.

G22C 38/04(2006.01)

G22C 38/18(2006.01)

G22C 38/12(2006.01)

权利要求书2页 说明书7页 附图1页

(54)发明名称

一种厚规格高韧性管线钢及其制造方法

(57)摘要

一种厚规格高韧性管线钢及其制造方法,该钢的化学成分质量百分数为:C:0.015~0.085%,Si:0.1~0.5%,Mn:0.4~1.5%,P≤0.015%、S≤0.003%,Cr:0.1~0.4%,Mo:0.04~0.09%,Nb:0.01~0.06%,Ti:0.005~0.02%,Ca:0.001~0.005%,Al:0.02~0.045%,0.04%≤Nb+C≤0.1%,其余为Fe以及不可避免的杂质。本发明采用低C微合金化的成分体系,结合低温加热、粗轧大压下及控冷等制造工艺,获得25~40mm厚规格的450Mpa及以上钢级的管线钢,且该管线钢具有良好的低温韧性,可用于天然气的长距离输送。

1. 一种厚规格高韧性管线钢,其化学成分质量百分数为:C:0.015~0.085%,Si:0.1~0.5%,Mn:0.4~1.5%, $P \leq 0.015\%$ , $S \leq 0.003\%$ ,Cr:0.1~0.4%,Mo:0.04~0.09%,Nb:0.01~0.06%,Ti:0.005~0.02%,Ca:0.001~0.005%,Al:0.02~0.045%,其余为Fe以及不可避免的杂质,且上述元素同时需满足如下关系: $0.04\% \leq Nb+C \leq 0.1\%$ ;所述管线钢通过如下方法获得:包括:

1) 冶炼、铸造

按照上述化学成分进行冶炼、连铸成板坯,板坯厚度 $t \geq 11T$ ,T为成品钢板厚度;

2) 加热

加热温度为960~1090℃,保温时间为 $(0.8 \sim 1.50)t \text{ min}$ ,t为板坯厚度,单位mm;

3) 轧制

粗轧终轧温度为920~1000℃,粗轧单道次压下率 $\geq 9\%$ ,中间坯厚度为成品钢板厚度T的4~6倍;精轧开轧温度为750~810℃,精轧终轧温度为740~800℃;

4) 控制冷却

水冷,冷却速度为20~60℃/s,停冷温度为300~550℃;水冷停冷后自然空冷得到成品钢板,成品钢板厚度T为25~40mm。

2. 根据权利要求1所述的厚规格高韧性管线钢,其特征在于,所述化学成分还包括:Cu $\leq 0.4\%$ 、Ni $\leq 0.4\%$ 、N $\leq 0.01\%$ 、B $\leq 0.0004\%$ 、O $\leq 0.005\%$ 、V $\leq 0.08\%$ 中的至少一种,以质量百分数计。

3. 根据权利要求1或2所述的厚规格高韧性管线钢,其特征在于,所述厚规格高韧性管线钢的微观组织以细化的多边形铁素体为主,其中,多边形铁素体所占的体积比为40~90%,多边形铁素体晶粒尺寸 $\leq 10\mu\text{m}$ 。

4. 根据权利要求1或2所述的厚规格高韧性管线钢,其特征在于,所述厚规格高韧性管线钢的屈服强度 $\geq 450\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 535\text{MPa}$ , $-20^\circ\text{C}$ 全尺寸夏比冲击功 $\geq 250\text{J}$ , $-20^\circ\text{C}$ 全板厚DWT断口剪切面积百分数 $\geq 85\%$ 。

5. 如权利要求1或2所述的厚规格高韧性管线钢的制造方法,其特征在于,包括如下步骤:

1) 冶炼、铸造

按照权利要求1或2所述的化学成分进行冶炼、连铸成板坯,板坯厚度 $t \geq 11T$ ,T为成品钢板厚度;

2) 加热

加热温度为960~1090℃,保温时间为 $(0.8 \sim 1.50)t \text{ min}$ ,t为板坯厚度,单位mm;

3) 轧制

粗轧终轧温度为920~1000℃,粗轧单道次压下率 $\geq 9\%$ ,中间坯厚度为成品钢板厚度T的4~6倍;精轧开轧温度为750~810℃,精轧终轧温度为740~800℃;

4) 控制冷却

水冷,冷却速度为20~60℃/s,停冷温度为300~550℃;水冷停冷后自然空冷得到成品钢板,成品钢板厚度T为25~40mm。

6. 根据权利要求5所述的厚规格高韧性管线钢的制造方法,其特征在于,所述厚规格高韧性管线钢的微观组织以细化的多边形铁素体为主,其中,多边形铁素体所占的体积比为

40~90%，多边形铁素体晶粒尺寸 $\leq 10\mu\text{m}$ 。

7. 根据权利要求5或6所述的厚规格高韧性管线钢的制造方法，其特征在于，所述厚规格高韧性管线钢的屈服强度 $\geq 450\text{MPa}$ ，抗拉强度 $\geq 535\text{MPa}$ ， $-20^\circ\text{C}$ 全尺寸夏比冲击功 $\geq 250\text{J}$ ， $-20^\circ\text{C}$ 全板厚DWT断口剪切面积百分数 $\geq 85\%$ 。

## 一种厚规格高韧性管线钢及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及管线钢,具体涉及一种厚规格高韧性管线钢及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 厚规格管线管主要用于大输量管道、海底管线、穿越地震带管道等特殊需求及恶劣环境区域。随着油气资源开采由内陆走向极地、由陆地走向海洋、由浅海走向深海的发展以及管道输送大输量的发展需求,厚壁管线管将大量应用于油气管道建设,具有良好的应用前景。为提高海底管道运营的安全性、降低维修成本,需要采用厚壁高韧性焊管,由此对管道用钢提出了厚规格、高韧性的需求;对于陆地管道而言,为提升管道输送能力,在保持钢级不变的情况下需要采用大口径厚壁焊管,由此对管道用钢提出了高强度、厚规格的需求。因此,厚规格管线钢将成为未来应用的重点产品,其开发的难点主要在于如何保证全壁厚的强度及低温韧性,尤其是DWTT(Drop weight tear test,落锤撕裂测试)性能。

[0003] 现有技术关键是通过装备能力提升来实现后规格管线钢的性能,如迪林根通过采用立式连铸机制造400mm以上的特厚连铸坯,从而为厚规格管线钢板的制造奠定了高内质、大压下比的基础,并向欧洲钢管、VSK等企业提供原材料钢板。日本JFE公司采用在线热处理装置,应用HOP工艺改善钢板厚度方向上的组织均匀性,有利于改善厚规格管线钢的DWTT性能并获得均匀的力学性能,同时还可以改善钢管的椭圆度。

[0004] 中国多家企业均进行了厚规格管线钢的开发研究,主要研究方向有:双相组织比例对DWTT性能的影响规律进行研究,表明铁素体比例约为28%时具有最佳的增加管线钢韧性的效果;通过增加粗轧道次的单道次压下率来细化显微组织,从而提高厚规格管线钢的低温韧性。

[0005] 欧洲专利EP2105513B1公开了一种厚壁焊管用管线钢板的制造方法,采用低碳微合金成分体系,并通过控制贝氏体的体积分数在80%以上,可以制造强度等级在600MPa以上、厚度为20~40mm规格的管线钢板。该专利是采用了Zr、B等元素,细化钢的晶粒尺寸并提高钢的淬透性,以控制热影响区的晶粒尺寸,改善冲击韧性。

[0006] 日本专利JP55008454A公开了一种V型钢的制造方法,采用C-Mn基础成分及钒微合金化的成分设计,通过控制Ar3~900℃的总变形量 $\geq 30\%$ 、Ar3~Ar1变形量为10~60%,然后空冷或卷取的轧制工艺,实现钢的晶粒细化,并改善强韧性。

[0007] 日本专利JP58055529A公开了一种厚规格热轧管线钢带的制造方法,采用低C合金化的成分设计,通过控制低加热温度及双相区轧制变形量 $\geq 30\%$ ,随后以大于等于3℃/s的冷速冷却至480℃并卷取,可制造具有高强度的4.5mm规格以上的热轧板卷。

### 发明内容

[0008] 本发明的目的在于提供一种厚规格高韧性管线钢及其制造方法,该管线钢为厚规格高韧性450MPa及以上钢级管线钢,成品钢板厚度为25~40mm,该钢的显微组织以细化的多边形铁素体为主,其屈服强度 $\geq 450\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 535\text{MPa}$ , $-20\text{℃}$ 全尺寸夏比冲击功 $\geq$

250J, -20℃全板厚DWT断口剪切面积百分数 $\geq 85\%$ ,同时具有可制造性,可用来制造厚壁直缝埋弧焊管,应用于海底管道、穿越管道以及极地管道建设等,主要用于天然气的长距离输送。

[0009] 为达到上述目的,本发明的技术方案如下:

[0010] 一种厚规格高韧性管线钢,其化学成分质量百分数为:C:0.015~0.085%,Si:0.1~0.5%,Mn:0.4~1.5%, $P\leq 0.015\%$ , $S\leq 0.003\%$ ,Cr:0.1~0.4%,Mo:0.04~0.09%,Nb:0.01~0.06%,Ti:0.005~0.02%,Ca:0.001~0.005%,Al:0.02~0.045%,其余为Fe以及不可避免的杂质,且上述元素同时需满足如下关系: $0.04\%\leq Nb+C\leq 0.1\%$ 。

[0011] 进一步,所述化学成分还包括:Cu $\leq 0.4\%$ 、Ni $\leq 0.4\%$ 、N $\leq 0.01\%$ 、B $\leq 0.0004\%$ 、O $\leq 0.005\%$ 、V $\leq 0.08\%$ 中的至少一种,以质量百分数计。

[0012] 本发明所述厚规格高韧性管线钢的微观组织以细化的多边形铁素体为主,其中,多边形铁素体所占的体积比为40~90%,多边形铁素体晶粒尺寸 $\leq 10\mu\text{m}$ 。

[0013] 本发明所述厚规格高韧性管线钢的屈服强度 $\geq 450\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 535\text{MPa}$ , -20℃全尺寸夏比冲击功 $\geq 250\text{J}$ , -20℃全板厚DWT断口剪切面积百分数 $\geq 85\%$ 。

[0014] 本发明的化学成分设计中:

[0015] C:C是最基本的强化元素,C溶解在钢中形成间隙固溶体,起固溶强化的作用,与碳化物形成元素形成碳化物析出,则起到沉淀强化的作用。但太高的C对钢的韧性和焊接性能不利;C太低又降低钢的强度。因此,本发明控制C含量为0.015~0.085%。

[0016] Si:Si是固溶强化元素,同时也是钢中的脱氧元素,但含量过高会恶化钢材的焊接性能,同时不利于轧制过程中热轧氧化铁皮去除,因此,本发明控制Si含量在0.1~0.5%。

[0017] Mn:Mn通过固溶强化提高钢的强度,是钢中补偿因C含量降低而引起强度损失的最主要、经济的强化元素。Mn还是扩大 $\gamma$ 相区的元素,可降低钢的 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度,有助于获得细小的相变产物,可提高钢的韧性;但Mn是易偏析元素,当Mn含量较高时,在浇铸过程中Mn易在板厚中心偏析,轧制完成后生成硬相的马氏体组织,降低材料的低温韧性和抗动态撕裂性能。因此,本发明控制Mn含量为0.4~1.5%。

[0018] Cr:Cr是提高钢的淬透性的重要元素,确保厚规格钢板全厚度的组织及性能均匀性,而且Cr含量在0.10%以上时,能有效改善钢的耐腐蚀性能;但太高的铬和锰同时加入钢中,会导致低熔点Cr-Mn复合氧化物形成,在热加工过程中形成表面裂纹,同时会严重恶化焊接性能。因此,本发明中Cr含量限定在0.1~0.4%。

[0019] Mo:Mo是扩大 $\gamma$ 相区的元素,可降低钢的 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度,能够得到更加细小的相变组织,改善钢的韧性;同时少量的Mo可提高钢的淬透性,改善厚度方向的组织均匀性。但随Mo含量的上升,低温相变产物的比例增加,对钢的低温韧性不利,且有损钢的塑性。因此,本发明中Mo含量控制在0.04~0.09%。

[0020] Cu、Ni:可通过固溶强化作用提高钢的强度,同时Cu还可改善钢的耐蚀性,Ni的加入即可改善Cu在钢中易引起的热脆性,同时能降滑移低层错能,且对韧性有益。因此,本发明中Cu、Ni含量控制范围均为 $\leq 0.4\%$ 。

[0021] Nb:Nb是低碳微合金钢的重要元素之一,热轧过程中固溶的Nb应变诱导析出形成Nb(N,C)粒子,钉扎晶界抑制形变奥氏体的长大并抑制再结晶的发生,经控制轧制和控制冷却使形变奥氏体相变为具有高位错密度的细小的产物。固溶的Nb在卷取后,以第二相粒子

NbC在基体内弥散析出,起到析出强化作用。对于厚规格管线钢而言,太低的Nb含量弥散析出效果不明显,起不到细化晶粒、强化基体作用;太高的Nb含量,由于抑制了钢板芯部再结晶的发生,不利于晶粒细化。且Nb的固溶与C含量有关,C含量太高Nb固溶量少,无法起到析出强化及晶粒下滑效果;C含量过低会导致晶界弱化,Nb含量过低则析出强化效果不明显。因此,本发明中Nb含量应限定在0.01~0.06%,且要求 $0.04\% \leq \text{Nb} + \text{C} \leq 0.1\%$ 。

[0022] Ti:Ti是一种强烈的碳氮化物形成元素,Ti的未溶的碳氮化物在钢加热时可以阻止奥氏体晶粒的长大,在高温奥氏体区粗轧时析出的TiN可有效抑制奥氏体晶粒长大。另外在焊接过程中,钢中的TiN粒子能显著阻止热影响区晶粒长大,从而改善钢板的焊接性能同时对改善焊接热影响区的冲击韧性有明显作用。因此,本发明中Ti含量控制在0.005~0.02%。

[0023] V:V是重要的微合金化元素,主要通过中低温析出强化效应提高钢的强度,但V含量太高时,析出颗粒粗化明显,有损钢的低温韧性,因此,本发明控制V的含量 $\leq 0.08\%$ 。

[0024] N:在微合金化钢中,适当的氮含量可以通过形成高熔点的TiN粒子,起到抑制再加热过程中板坯晶粒粗化的作用,改善钢的强韧性。但当N含量过高时,时效后高浓度的自由N原子钉扎位错,使屈服强度明显提高,同时有损韧性。因此,本发明中控制 $\text{N} \leq 0.01\%$ 。

[0025] O:对于低合金纯净钢冶炼,在冶炼终点均需要进行脱氧处理,以减少浇铸过程中产生的气泡以及氧化物夹杂,改善钢的内质、提高成品钢板的低温冲击韧性和抗动态撕裂性能。当氧含量高于50ppm时,夹杂物、气孔等内质缺陷显著增多。因此,本发明中控制 $\text{O} \leq 0.005\%$ 。

[0026] S、P:S、P是钢中不可避免的杂质元素,希望越低越好。通过超低硫(小于30ppm)及Ca处理对硫化物进行夹杂物形态控制,同时控制P含量0.015%以下,可保证发明钢具有良好的低温冲击韧性。

[0027] Ca:通过Ca处理可以控制硫化物的形态,改善钢板的各向异性,提高低温韧性,为确保最佳效果Ca的控制范围为0.0010~0.0050%。

[0028] Al:Al是为了脱氧而加入钢中的元素,添加适量的Al有利于细化晶粒,改善钢材的强韧性能,本发明中Al含量控制范围为0.02~0.045%。

[0029] B:B是强淬透性元素,且易在晶界析出导致材料的塑性、韧性下降,因此,本发明控制 $\text{B} \leq 0.0004\%$ 。

[0030] 本发明所述的厚规格高韧性管线钢的制造方法,其包括如下步骤:

[0031] 1) 冶炼、铸造

[0032] 按照上述化学成分进行冶炼、连铸成板坯,板坯厚度 $t \geq 11T$ ,T为成品钢板厚度;

[0033] 2) 加热

[0034] 加热温度为960~1090℃,保温时间为(0.8~1.50)t分钟,t为板坯厚度,单位mm;

[0035] 3) 轧制

[0036] 粗轧终轧温度为920~1000℃,粗轧单道次压下率 $\geq 9\%$ ,中间坯厚度为成品钢板厚度的4~6倍;精轧开轧温度为750~810℃,精轧终轧温度为740~800℃;

[0037] 4) 控制冷却

[0038] 水冷,冷却速度为20~60℃/s,停冷温度为300~550℃;水冷停冷后自然空冷得到成品钢板,成品钢板厚度T为25~40mm。

[0039] 本发明的制造工艺中：

[0040] 本发明设定加热温度为960~1100℃，在此较低的加热温度范围内，有利于抑制原始奥氏体晶粒的粗化，为后续的晶粒细化奠定基础。

[0041] 步骤3)中，通过控制粗轧终轧温度为920~1000℃避免产生大小不均的混晶组织；并设计9%及以上的粗轧单道次压下率，有利于促进板厚芯部奥氏体再结晶的发生；通过控制中间坯厚为成品钢板厚度的4~6倍以保证非再结晶区轧制变形比达到4~6倍，促使再结晶奥氏体充分发生压扁变形，以增加缺陷密度和形核点，促进铁素体相变并细化相变组织。由于本发明的板厚较厚，精轧开轧至终轧的温降较小，上述终轧温度740~800℃与奥氏体-铁素体相变温度接近，在此温度范围内终轧有利于促进 $\alpha$ 铁素体相变。

[0042] 步骤4)中，冷却速度为20~60℃/s；冷却速率 $\geq 20$ ℃/s有利于抑制珠光体相变，冷却速率 $\leq 60$ ℃/s可避免产生过多的贝氏体或生产马氏体组织。

[0043] 本发明制造工艺设计上主要采用低温加热、粗轧大压下工艺，并控制冷却，通过控制原始奥氏体的晶粒大小来细化最终的相变晶粒尺寸，获得厚规格钢板全截面细化均匀的晶粒尺寸，从而改善钢的强韧性；同时本发明主要应用于25~40mm厚规格的管线钢板的开发。

[0044] 本发明还存在如下创新：

[0045] (1) 采用较低Nb合金设计，弱化Nb抑制再结晶的效应，促使厚规格钢板芯部充分发生动态再结晶，同时达到晶粒细化和析出强化的效果。

[0046] (2) 通过采用低温加热工艺，抑制再加热奥氏体晶粒长大，从源头控制晶粒尺寸大小，有利于后续的晶粒细化。

[0047] (3) 采用细化的多边形铁素体为主的显微组织设计，有效平均晶粒尺寸在10 $\mu$ m以下，通过利用高密度大角度晶界提升裂纹扩展阻力，从而有效提升钢的抗动态撕裂性能。

[0048] 本发明的有益效果：

[0049] 本发明针对25~40mm厚规格的450MPa及以上钢级的管线钢，以晶粒细化、析出强化、相变控制等材料理论为基础，采用了低C微合金化的成分体系，具体是：采用较低的C含量、中低Mn、适量Nb、Ti微合金化及Cu、Ni、Cr、少量Mo合金化的成分设计；并结合控制轧制和控制冷却的热机械处理工艺，获得TMCP态的钢板，全板厚得到以细化铁素体( $\leq 10\mu$ m)为主的显微组织以提高钢的低温韧性，具有高强度、高韧性的力学性能特征，尤其是全壁厚DWT性能剪切面积率达到85%以上。

[0050] 本发明制造出的25~40mm厚规格管线钢组织、性能达到以下要求：

[0051] 1) 显微组织：多边形铁素体体积比：40~90%；多边形铁素体晶粒大小： $\leq 10\mu$ m；

[0052] 2) 拉伸性能：屈服强度Rt0.5： $\geq 450$ MPa；抗拉强度Rm： $\geq 535$ MPa；

[0053] 3) -20℃全尺寸夏比冲击功AKv： $\geq 250$ J；

[0054] 4) -20℃全板厚DWT(Drop Weight Tear Test,落锤撕裂测试)性能断口剪切面积率SA： $\geq 85\%$ 。

## 附图说明

[0055] 图1为本发明实施例6管线钢板厚1/2位置的典型微观组织。

[0056] 图2为本发明实施例6管线钢板厚1/4位置的典型微观组织。

### 具体实施方式

[0057] 下面结合实施例和附图对本发明做进一步说明。

[0058] 表1为本发明实施例钢的成分,表2本发明实施例钢的制造工艺参数,表3本发明实施例钢的性能。

[0059] 图1、图2为本发明钢的典型显微组织。如图1所示,板厚1/2处为铁素体+贝氏体组织,多边形铁素体比例为60%左右,平均晶粒尺寸在8 $\mu\text{m}$ 左右;如图2所示,板厚1/4处同样为铁素体+贝氏体组织,多边形铁素体比例在75%左右,平均晶粒吃尺寸为7 $\mu\text{m}$ 左右。可见,本发明钢板的全厚度的组织类型、晶粒大小基本一致,多边形铁素体比例为40~90%,铁素体晶粒尺寸 $\leq 10\mu\text{m}$ 。

[0060] 由表3可知,本发明可制造25~40mm厚规格管线钢,其组织、性能达到以下要求:

[0061] 1) 显微组织

[0062] 多边形铁素体比例:40~90%;

[0063] 多边形铁素体晶粒大小: $\leq 10\mu\text{m}$ ;

[0064] 2) 拉伸性能

[0065] 屈服强度 $R_{t0.5} \geq 450\text{MPa}$ ;

[0066] 抗拉强度 $R_m \geq 535\text{MPa}$ ;

[0067] 3) -20 $^{\circ}\text{C}$ 全尺寸夏比冲击功

[0068]  $AK_v \geq 250\text{J}$ ;

[0069] 断口剪切面积率 $SA\%$  (Shear Area):  $\geq 90\%$ ;

[0070] 4) -20 $^{\circ}\text{C}$ 全板厚DWT (Drop Weight Tear Test, 落锤撕裂测试) 性能

[0071] 断口剪切面积率 $SA\%$ :  $\geq 85\%$ 。

[0072] 可见,按照本发明设计的成分和制造工艺,得到的管线钢都可达到目标性能要求,具有良好的综合力学性能,且碳当量较低,有利于改善钢管成型焊接及现场环焊焊接性能。另外本发明成分简单,工艺窗口较宽,具有较强的可制造性。



[0073]

表 1 单位：质量百分数

	C	Mn	Si	S	P	Nb	Ti	Cu	Ni	Mo	Cr	Ca	Alt	V	N	O	B
实施例 1	0.020	1.47	0.35	0.0015	0.009	0.052	0.005	0.23	0.27	0.08	0.11	0.0023	0.035	0.035	0.0060	0.0020	0.0002
实施例 2	0.047	1.24	0.26	0.0028	0.009	0.033	0.012	0.21	-	0.05	0.22	0.0015	0.020	0.015	0.0070	0.0020	0.0004
实施例 3	0.070	0.75	0.17	0.0010	0.012	0.015	0.015	-	0.15	0.06	0.30	0.0030	0.040	0.065	0.0040	0.0030	0.0001
实施例 4	0.083	0.45	0.15	0.0024	0.011	0.017	0.017	0.12	0.36	0.07	0.38	0.0023	0.030	0.042	0.0040	0.0020	0.0002
实施例 5	0.030	1.35	0.40	0.0012	0.008	0.045	0.020	0.22	0.32	0.04	0.25	0.0030	0.030	0.045	0.0020	0.0040	0.0003
实施例 6	0.068	1.02	0.25	0.0008	0.007	0.025	0.009	0.37	0.24	0.09	0.37	0.0038	0.025	0.032	0.0030	0.0030	0.0002

表 2

	板坯厚度 (mm)	加热温度 (°C)	加热保温时间 (min)	粗轧			精轧		冷却速度 (°C/s)	停冷温度 (°C)	成品规格 (mm)
				单道次压下率 (%)	终止温度 (°C)	中间坯厚度 (mm)	开轧温度 (°C)	终轧温度 (°C)			
实施例 1	300	970	275	11	930	125	805	760	40	455	27.5
实施例 2	300	970	275	11	930	125	805	760	40	455	27.5
实施例 3	300	1040	275	10	940	125	805	750	55	470	25.4
实施例 4	300	1040	275	10	940	125	805	750	55	470	25.4
实施例 5	400	1090	275	12	950	180	800	790	35	400	36.0
实施例 6	400	1090	275	12	950	180	800	790	35	400	36.0

[0074]

表 3

	拉伸性能			冲击韧性				DWT 性能		铁素体比例 %	
	屈服强度 R <sub>10.5</sub> , MPa	抗拉强度 R <sub>m</sub> , MPa	延伸率 A <sub>50.8</sub> , %	AKV, J	平均	SA, %	平均	SA, %	平均		
实施例 1	490	583	25	356 342 368	355	100 100 100	100	90 91	91	9	80
实施例 2	478	575	29	364 352 384	367	100 100 100	100	92 93	93	9	83
实施例 3	463	562	24	405 412 433	417	100 100 100	100	94 92	93	10	86
实施例 4	470	568	28	325 358 386	356	100 100 100	100	92 91	92	10	89
实施例 5	512	605	25	325 371 324	340	100 100 100	100	88 90	89	8	75
实施例 6	508	596	27	349 341 335	342	100 100 100	100	87 93	90	9	74

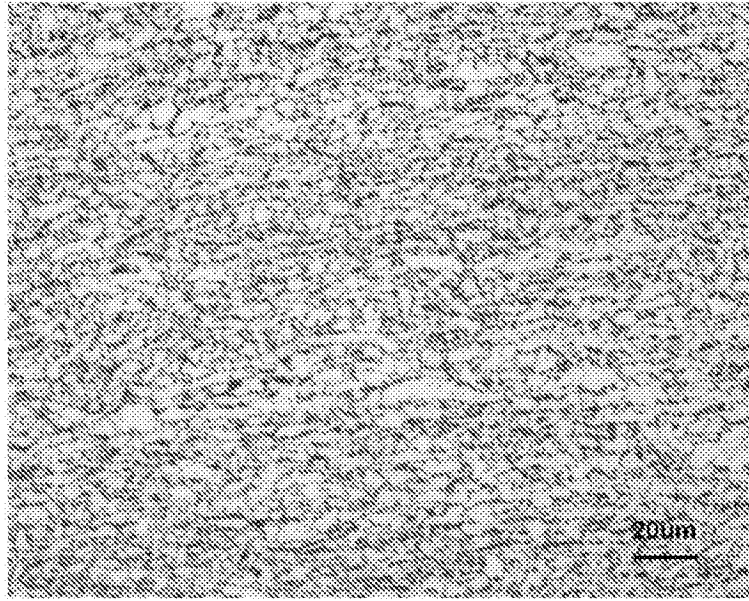


图1

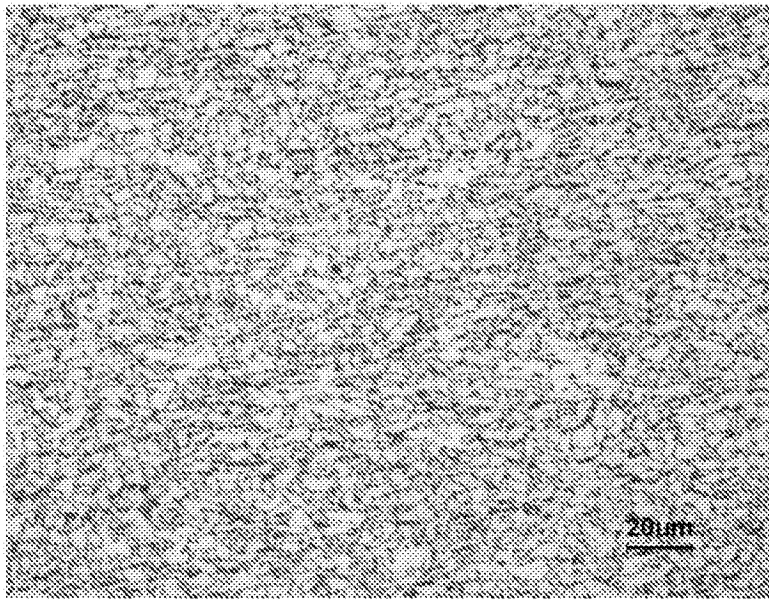


图2