



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103510003 B

(45) 授权公告日 2016. 01. 20

(21) 申请号 201310433278. 3

G21D 8/02(2006. 01)

(22) 申请日 2013. 09. 22

(56) 对比文件

(73) 专利权人 济钢集团有限公司

地址 250101 山东省济南市历城区工业北路
21 号

CN 101994067 A, 2011. 03. 30,

CN 102465235 A, 2012. 05. 23,

CN 101994067 A, 2011. 03. 30,

CN 1986861 A, 2007. 06. 27,

JP 2008274405 A, 2008. 11. 13,

CN 102644037 A, 2012. 08. 22,

(72) 发明人 夏佃秀 孙卫华 尚成嘉 孙风晓
王金华 张润生 安守勇 牛延龙
彭海红 侯东华 王勇 温红霞

审查员 王金永

(74) 专利代理机构 济南舜源专利事务所有限公
司 37205

代理人 徐槐

(51) Int. Cl.

G22C 38/14(2006. 01)

G22C 38/58(2006. 01)

G22C 33/04(2006. 01)

权利要求书1页 说明书6页 附图2页

(54) 发明名称

一种大口径管道用抗大变形多相 X100 高强
钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明属于低合金高强度管线钢制造技术
领域,更具体的讲是一种大口径管道用抗大变形
多相 X100 高强钢板及其制造方法,其由按重量
百分比计的一下组分组成 :C :0. 04 ~ 0. 08%, Si :
0. 15 ~ 0. 35%, Mn :1. 60 ~ 2. 00%, P ≤ 0. 008%,
S ≤ 0. 003%, Nb :0. 07 ~ 0. 11%, Ti :0. 015 ~
0. 025%, Mo ≤ 0. 25%, Cu ≤ 0. 35%, Ni ≤ 0. 030%,
Cr ≤ 0. 030%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质,本
发明的有效效果是 :本发明中成分设计中 P 含量
最大值 0. 010%, S 含量最大值 0. 003%, 钢质更纯
净,高镍成分设计,对钢板的晶粒细化和强度提
高效果较为突出,使得钢板节约了 Mo、Ni 等贵
重金属的加入,成本更低,节能环保,符合材料发
展方向,更易于生产推广,本发明钢板的屈服强
度 690-760MPa, 抗拉强度 870-920MPa, 均匀延
伸率 ≥ 10%, 屈强比 ≤ 0. 78, -20℃ 夏比冲击功
≥ 300J, -15℃ 落锤撕裂实验剪切面积 ≥ 85%。



1. 一种大口径管道用抗大变形多相 X100 高强钢板的制造方法,所述大口径管道用抗大变形多相 X100 高强钢板由按重量百分比计的以下组分组成: C :0.05%, Si :0.25%, Mn :1.91%, P :0.007%, S :0.001%, Nb : 0.1%, Ti :0.018%, Mo :0.18%, Al :0.035%, Ni :0.22%, Cr :0.2%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质;

工艺步骤包括配比备料、铁水 KR 脱硫处理、转炉冶炼、CAS 吹氩、LF+RH 双联法精炼、板坯连铸、板坯再加热、两阶段控制轧制、预矫直、控制多路径冷却、矫直、堆垛缓冷、超声波探伤工序;

制造方法为,在铁水 KR 脱硫处理后铁水硫含量 $\leq 0.004\%$ 、转炉冶炼终点 C $\leq 0.04\%$, P $\leq 0.007\%$, CAS 进行 Al 脱氧后, [O] 达到 28ppm, LF 加入 Nb, RH 中加入 Ti、SiCa 线处理, 球化夹杂物形态;

在转炉后进行脱氧处理,脱氧时 Al 加入量充分,一次脱氧充分,在 LF 后期加铝粒脱氧,然后加 Ti 铁,并且根据钢中 N 含量控制加入 Ti 含量, Ti/N 比控制在 2.6;

板坯连铸采用动态轻压下技术,所述板坯再加热工序中,板坯加热温度 1120℃;两阶段控制轧制工序中,分再结晶区控制轧制和未再结晶区控制轧制两个阶段,再结晶区控制轧制:开始轧制温度 1050℃,终止轧制温度 1000℃,最后一道次压下率 $\geq 20\%$,累计压下率大于 55%;未再结晶区控制轧制:开始轧制温度 880℃,终止轧制温度 760℃,累计压下率大于 50%;多路径冷却控制工序中,采用“空冷+预矫直+MLPIC 快速冷却”,空冷 40s,冷速控制在 2℃/s;MLPIC 快速冷却,冷却速度 20℃/s,冷却终止温度 240℃,冷却后钢板堆垛缓冷,进行自回火去除内应力;堆垛缓冷工序中,钢板经矫直后快速下线堆垛缓冷,缓冷时间为 24 小时,缓冷开始温度 $> 210^{\circ}\text{C}$ 。

一种大口径管道用抗大变形多相 X100 高强钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明属于低合金高强度管线钢制造技术领域,更具体的讲是一种大口径管道用抗大变形多相 X100 高强钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 随着国内外对石油天然气能源的不断需求,长距离油气输送管道工程建设越来越多。管道向着大口径、高承压发展,为降低工程建设材料成本,提高材料强度减薄管道厚度成为降低成本最佳手段。Takeuchi 研究证明,在其它因素不变的情况下,随着钢管强度的升高,材料的有效塑性是逐渐下降的,其均匀伸长率呈降低趋势。而管道建设最具挑战性的领域之一是地震区和永冻带,这些地区的埋地管线可能发生大的塑性变形,管线管需要更高的抗压缩和拉伸应变的性能。近年来,为提高输气效率,直径大于 1000mm 的管道用高强度钢板被频频应用在长距离天然气输送管道工程中,钢板宽度达 3700mm 以上,钢板的板型、平直度、钢板的厚度均匀性、强度均匀性控制起来难度较大,对于热轧厚钢板的生产是个极大的挑战。为保证管道运输安全性,基于应变设计原则,具有抗大变形性能的多相细晶组织的大口径高强度 X100 管线钢板受到研究、设计者推崇。

[0003] 为满足 X100 管线钢强度、韧性、抗应变性能、焊接性、均一性等要求,必须从生产工艺和成分设计之初就按照抗大变形管线钢标准来制定,采用这些技术能够提供安全可靠的系统,同时保证经济的解决方案,基于应变设计的创新性设计解决了高强度管线钢在工程输送中应用的实际问题。

[0004] 在本发明之前,已经有日本 JFE 公司有关抗大变形 X100 热轧钢板的研究,但日本抗大变形 X100 钢板的组织设计为贝氏体 + 马奥岛(B+M/A)双相组织,工艺设计为 TMCP+HOP 工艺,如图 1 所示。因此它们生产的抗大变形 X100 管线钢板是通过 HOP 工艺得到的,它们的组织是由贝氏体 + 马奥岛(B+M/A)双相显微组织构成,这种组织的强韧性很好,但塑性不是很好,不能够满足钢板纵横向均匀延伸率的要求。同时由于 M-A 组织如果控制不好,会形成粗大的 M-A 组织,对钢板的韧性和止裂韧性非常不利,因此此发明虽然可行,需要投资在线热处理设备,成本较高,并且工艺窗口非常窄,实际操作难度大。而国内正在提出申请的这种双相组织可通过低 C 的多元微合金化设计和特定的控轧控冷技术获得。双相组织则是由铁素体 + 贝氏体(F+B)双相显微组织构成。

[0005] 与本发明较为相近的发明专利有:1) 中国专利,申请(专利)号:CN201010541219.4,一种 X100 抗大变形管线钢及其制造工艺;2) 中国专利,申请(专利)号:CN201210327206.6,抗变形 X80-X100 管线钢板及其制造方法;3) 中国专利,申请(专利)号:CN200810234506.3,一种炉卷轧机生产的高强度 X100 管线钢及其生产工艺;4) 中国专利,申请(专利)号:CN201210039663.5,高强度高韧性 X100 管线钢热轧钢带及其制造方法;5) 中国专利,申请(专利)号:CN201110282962.7,一种低温韧性优良的 X100 管线钢板及其制备方法;6) 中国专利,申请(专利)号:CN200810012150.9,一种高强度 X100

管线钢热轧平板及其生产方法 ;7) 中国专利, 申请 (专利) 号 :CN201110062241. 5, 超高强度 X100 管线钢及其生产方法 ;

[0006] 以上专利文献中只有 1) 和 2) 是具有抗大变形性能的管线钢, 其余是基于应力设计的 X100 管线钢, 组织为单一的贝氏体组织, 强度高, 屈强比较高, 延伸率较低, 尤其是无均匀延伸率的要求, 安全性差 ; 而 1) 中 S 含量最大值是 0. 004%, 2) 中 S 含量最大值是 0. 005%, P 含量最大值 0. 015%, 1) 公布的产品性能 -20°C 下夏比冲击功下限 150J, 2) 公布的产品性能 -20°C 下夏比冲击功下限 250J。

发明内容

[0007] 本发明的目的是提供一种大口径管道用抗大变形 X100 管线钢热轧钢板, 它具有高强度的同时, 具有优良的低温韧性、高止裂韧性和抗大变形性能, 适用于直径大于 1016mm 的石油天然气管道工程建设项目。

[0008] 本发明是通过以下技术方案实现的 : 一种大口径石油天然气管道用抗变形 X100 多相钢板, 其由按重量百分比计的一下组分组组成 : C : 0. 04 ~ 0. 08%, Si : 0. 15 ~ 0. 35%, Mn : 1. 60 ~ 2. 00%, $P \leq 0. 008\%$, $S \leq 0. 003\%$, Nb : 0. 07 ~ 0. 11%, Ti : 0. 015 ~ 0. 025%, $Mo \leq 0. 25\%$, $Cu \leq 0. 35\%$, $Ni \leq 0. 030\%$, $Cr \leq 0. 030\%$, 其余为 Fe 和不可避免的杂质。

[0009] 上述钢板的化学成分满足 $P_{cm} = C + Si / 30 + Ni / 60 + (Mn + Cr + Cu) / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B \leq 0. 20\%$ 。

[0010] 其成分设计中各个元素的作用如下 :

[0011] C : 碳是提高强度最主要也是最廉价的元素, 随着碳含量的增加, 钢的强度增加, 但同时钢板的焊接性能及塑韧性变差, 因此本发明选用低碳成分设计, 使得钢板具有良好的塑韧性和优良的焊接性能。

[0012] Mn : 锰是提高强度和韧性的有效元素, 它是弱碳化物形成元素, 它在冶炼中的作用是脱氧和消除硫的影响, 还可以降低奥氏体转变温度, 细化铁素体晶粒, 对提高钢板强度和韧性有益。同时还能固溶强化铁素体和增加钢的淬透性。在低碳条件下它对贝氏体转变有显著的促进作用。但 Mn 含量过高时, 则钢硬化而延展性变坏。Mn 因其效果明显, 成本低廉在高性能钢板生产中成为主要的添加元素之一。

[0013] Si : 硅起到脱氧剂的作用, 同时有固溶强化作用, 还可以极大的延缓碳化物的形成, 滞后渗碳体的长大, 增加了奥氏体稳定性。但是 Si 含量高, 钢种易出现夹杂物, 钢材易生锈, 热轧生产中铁锈容易被轧入钢板表层, 热镀锌性能差, 同时 Si 都显示出对多线程焊接时局部脆性区域有危害性。

[0014] Cu : 铜元素的析出强化是提高钢的强度的重要手段, 此外, Cu 对钢的耐蚀性、改善焊接性、低温韧性、成型性与机加工性能等都非常有益。但是另一方面, Cu 含量高时连铸钢坯加热或热轧时易产生裂纹, 恶化钢板表面性能, 必须根据强度级别和钢板厚度的不同添加适量的 Ni 以阻止这种裂纹的产生。

[0015] Ni : 镍对焊接热影响区硬化性及韧性没有不良影响, 又可使母材的强度提高, 并使低温韧性大大提高。但它是较贵重元素, 导致钢的成本大幅度上升, 经济性差。在钢中添加 Ni 元素的目的主要是阻止含 Cu 量高的钢坯在加热或热轧时产生裂纹的倾向。根据 Cu 的含量, 将 Ni 含量控制在 Cu 含量的 0. 7-1 倍。

[0016] Ti:加入微量的钛,是为了固定钢中的氮元素。另外 Ti 有强烈的析出强化作用,可以提高钢的强度,对焊接热影响区处的硬度也有好的影响作用在最佳状态下, Ti 的氮化物颗粒的存在可抑制焊接热影响区的晶粒粗化阻止钢坯在加热、轧制、焊接过程中晶粒的长大,改善母材和焊接热影响区的韧性。Ti 低于 0.005% 时,固 N 效果差,超过 0.03% 时,固 N 效果达到饱和,过剩的 Ti 可以单独或与 Nb 一起形成碳氮化物,强化钢材,但有时会形成大块的析出相,将会使钢的韧性恶化。当钢中的 Ti、N 原子之比为 1:1 时, TiN 粒子最为细小且分布弥散,对高温奥氏体晶粒的细化作用最强,不仅可获得优良的韧性,而且能够实现 30KJ/cm 以上的大线能量焊接。但是,过多的 Ti 含量会引起钛的氮化物的粗化,对低温韧性不利。因此,一般将 Ti 成分控制在 0.02% 左右。

[0017] Mo:提高钢的淬透性以提高母材的强度,同时与 Cu、Ni 等元素共同作用可以提高钢板的耐蚀性。Mo 属于缩小奥氏体相区的元素,它存在于钢的固溶体和碳化物中,有固溶强化作用。在碳化物相中,当 Mo 含量较低时,与铁及碳形成复合的渗碳体,当含量较高时,则形成它自己的特殊碳化物。Mo 的扩散速度远小于 C 的扩散速度。因此,它在钢种可以减缓碳化物在奥氏体中的溶解速度,对钢由奥氏体分解为珠光体的转变有强烈的抑制作用,但对由奥氏体分解为贝氏体的转变速度的影响则微不足道,对亚共析钢由奥氏体分解析出铁素体的速度也有抑制作用,因此有利于得到贝氏体钢。根据性能要求和经济因素考虑,加入的 Mo 一般不超过 0.3%。

[0018] Cr:铬的添加可以降低钢种的相变点,细化组织,有效的提高强度,还可以提高钢种抗氧化性及高温耐腐蚀性能等,但是 Cr 过多则析出粗大,导致钢的脆化,对焊接性能不好,因此 Cr 含量设计为 $\leq 0.30\%$ 。

[0019] 上述一种大口径石油天然气管道用抗变形 X100 多相钢板的制造方法包括如下步骤:配比备料、铁水 KR 脱硫处理、转炉冶炼、CAS 吹氩、LF+RH 双联法精炼、板坯连铸、板坯再加热、两阶段控制轧制、预矫直、控制多路径冷却、矫直、堆垛缓冷、超声波探伤等工序。

[0020] 上述铁水 KR 脱硫处理后铁水硫含量 $\leq 0.004\%$ 、转炉冶炼终点 C $\leq 0.04\%$, P $\leq 0.007\%$, CAS 进行 Al 脱氧后, [O] 达到 25-30ppm, LF 加入 Nb, RH 中加入 Ti、SiCa 线处理,球化夹杂物形态。

[0021] 本发明钢冶炼过程工艺控制合金元素加入顺序:在转炉后进行脱氧处理,脱氧时 Al 加入量充分,一次脱氧充分,在 LF 后期加铝粒脱氧,然后加 Ti 铁,并且根据钢中 N 含量控制加入 Ti 含量, Ti/N 比控制在 2.0-3.4。利用冶炼时形成 Ti/N = 2.0 ~ 3.4 的配比来在高温状态下生成细小的 TiN 粒子,在其后的控轧过程中 TiN 的稳定性来保证钢板中均匀细小的 TiN,控制钢板焊接时晶粒的粗大,改善钢板的焊接性能。

[0022] 钢冶炼过程通过加入 Ca 进行处理,球化夹杂物形态,实现了纯净钢的冶炼,净化了钢质。

[0023] 上板坯连铸采用动态轻压下技术;所述板坯再加热工序中,板坯加热温度 1100℃ ~ 1200℃。对于低碳加铌钛复合的管线钢来说,再加热温度超过 1200℃,会使组织严重粗化,导致最终的组织粗化,对提高强度和韧性不利,并且加热温度太高,浪费资源和能源;

[0024] 上述两阶段控制轧制工序中,分再结晶区控制轧制和未再结晶区控制轧制两个阶段,再结晶区控制轧制:开始轧制温度 1050℃,终止轧制温度 1000℃,最后一道次压下率

≥ 20%，累计压下率大于 55%；未再结晶区控制轧制：开始轧制温度 850℃～950℃，终止轧制温度 730℃～850℃，累计压下率大于 50%。

[0025] 上述多路径冷却控制工序中，采用“空冷+预矫直+MULPIC 快速冷却”，空冷 20～60s，冷速控制在 1～3℃/s；MULPIC 快速冷却，冷却速度 15-35℃/s，冷却终止温度 200～500℃。冷却后钢板堆垛缓冷，进行自回火去除内应力。

[0026] 上述堆垛缓冷工序中，钢板经矫直后快速下线堆垛缓冷，缓冷时间为 24 小时，缓冷开始温度 > 200℃。

[0027] 该方法是在成分设计的基础上，通过控制板坯加热温度和加热时间，采用两阶段控制轧制+多路径冷却工艺，对钢板进行多相微细组织调控，获得具有良好强韧性和抗大变形性能的热轧钢板。

[0028] 本发明的有效效果是：本发明中成分设计中 P 含量最大值 0.010%，S 含量最大值 0.003%，钢质更纯净，高铌成分设计，对钢板的晶粒细化和强度提高效果较为突出，使得钢板节约了 Mo、Ni 等贵金属的加入，成本更低，节能环保，符合材料发展方向，更易于生产推广，本发明钢板的屈服强度 690-760MPa，抗拉强度 870-920MPa，均匀延伸率 ≥ 10%，屈强比 ≤ 0.78，-20℃夏比冲击功 ≥ 300J，-15℃落锤撕裂实验剪切面积 ≥ 85%。

附图说明

[0029] 图 1 是背景技术中 JFE 的 HOP 工艺；

[0030] 图 2 是实施例 2 中抗变形 X100 多相钢板的微观组织图片；

[0031] 图 3 是实施例 3 中抗变形 X100 多相钢板的微观组织图片。

具体实施方式

[0032] 下面结合附图和具体实施例对本发明的技术方案做进一步的说明，以便本领域技术人员可以更好的了解本发明，但并不因此限制本发明。

[0033] 本发明的钢板制备方法包括一下工艺：配比备料、铁水 KR 脱硫处理、转炉冶炼、CAS 吹氩、LF+RH 双联法精炼、板坯连铸、板坯再加热、两阶段控制轧制、预矫直、控制多路径冷却、矫直、堆垛缓冷、超声波探伤等工序。

[0034] 实施例 1

[0035] 该实施实例涉及之抗变形 X100 宽厚钢板的成分设计见表 1：

[0036] 其制备方法具体参数为：

[0037] 在铁水 KR 脱硫处理后铁水硫含量 ≤ 0.004%、转炉冶炼终点 C ≤ 0.04%，P ≤ 0.007%，CAS 进行 Al 脱氧后，[O] 达到 28ppm，LF 加入 Nb，RH 中加入 Ti、SiCa 线处理，球化夹杂物形态。

[0038] 本发明钢冶炼过程工艺控制合金元素加入顺序：在转炉后进行脱氧处理，脱氧时 Al 加入量充分，一次脱氧充分，在 LF 后期加铝粒脱氧，然后加 Ti 铁，并且根据钢中 N 含量控制加入 Ti 含量，Ti/N 比控制在 2.6。

[0039] 板坯连铸采用动态轻压下技术；所述板坯再加热工序中，板坯加热温度 1120℃。述两阶段控制轧制工序中，分再结晶区控制轧制和未再结晶区控制轧制两个阶段，再结晶区控制轧制：开始轧制温度 1050℃，终止轧制温度 1000℃，最后一道次压下率 ≥ 20%，累计

压下率大于 55% ;未再结晶区控制轧制 :开始轧制温度 880℃,终止轧制温度 760℃,累计压下率大于 50%。

[0040] 述多路径冷却控制工序中,采用“空冷 + 预矫直 +MULPIC 快速冷却”,空冷 40s,冷速控制在 2℃ /s ;MULPIC 快速冷却,冷却速度 20℃ /s,冷却终止温度 240℃。冷却后钢板堆垛缓冷,进行自回火去除内应力。

[0041] 述堆垛缓冷工序中,钢板经矫直后快速下线堆垛缓冷,缓冷时间为 24 小时,缓冷开始温度 > 210℃。

[0042] 对钢板进行性能检测,检测结果见表 2。

[0043] 实施例 2

[0044] 该实施实例涉及之抗变形 X100 宽厚钢板的成分设计见表 1 :

[0045] 其制备方法具体参数为 :

[0046] 在铁水 KR 脱硫处理后铁水硫含量 $\leq 0.004\%$ 、转炉冶炼终点 C $\leq 0.04\%$, P $\leq 0.007\%$, CAS 进行 Al 脱氧后, [O] 达到 30ppm, LF 加入 Nb, RH 中加入 Ti、SiCa 线处理,球化夹杂物形态。

[0047] 本发明钢冶炼过程工艺控制合金元素加入顺序 :在转炉后进行脱氧处理,脱氧时 AL 加入量充分,一次脱氧充分,在 LF 后期加铝粒脱氧,然后加 Ti 铁,并且根据钢中 N 含量控制加入 Ti 含量, Ti/N 比控制在 2.8。

[0048] 板坯连铸采用动态轻压下技术 ;所述板坯再加热工序中,板坯加热温度 1140℃。述两阶段控制轧制工序中,分再结晶区控制轧制和未再结晶区控制轧制两个阶段,再结晶区控制轧制 :开始轧制温度 1050℃,终止轧制温度 1000℃,最后一道次压下率 $\geq 20\%$,累计压下率大于 55% ;未再结晶区控制轧制 :开始轧制温度 910℃,终止轧制温度 820℃,累计压下率大于 50%。

[0049] 述多路径冷却控制工序中,采用“空冷 + 预矫直 +MULPIC 快速冷却”,空冷 40s,冷速控制在 2℃ /s ;MULPIC 快速冷却,冷却速度 25℃ /s,冷却终止温度 380℃。冷却后钢板堆垛缓冷,进行自回火去除内应力。

[0050] 述堆垛缓冷工序中,钢板经矫直后快速下线堆垛缓冷,缓冷时间为 24 小时,缓冷开始温度 > 240℃。

[0051] 对钢板进行性能检测,检测结果见表 2。

[0052] 实施例 3

[0053] 该实施实例涉及之抗变形 X100 宽厚钢板的成分设计见表 1 :

[0054] 其制备方法具体参数为 :

[0055] 在铁水 KR 脱硫处理后铁水硫含量 $\leq 0.004\%$ 、转炉冶炼终点 C $\leq 0.04\%$, P $\leq 0.007\%$, CAS 进行 Al 脱氧后, [O] 达到 25ppm, LF 加入 Nb, RH 中加入 Ti、SiCa 线处理,球化夹杂物形态。

[0056] 本发明钢冶炼过程工艺控制合金元素加入顺序 :在转炉后进行脱氧处理,脱氧时 AL 加入量充分,一次脱氧充分,在 LF 后期加铝粒脱氧,然后加 Ti 铁,并且根据钢中 N 含量控制加入 Ti 含量, Ti/N 比控制在 2.0。

[0057] 板坯连铸采用动态轻压下技术 ;所述板坯再加热工序中,板坯加热温度 1120℃。述两阶段控制轧制工序中,分再结晶区控制轧制和未再结晶区控制轧制两个阶段,再结晶

区控制轧制:开始轧制温度 1050℃,终止轧制温度 1000℃,最后一道次压下率 $\geq 20\%$,累计压下率大于 55%;未再结晶区控制轧制:开始轧制温度 900℃,终止轧制温度 800℃,累计压下率大于 50%。

[0058] 述多路径冷却控制工序中,采用“空冷+预矫直+MLPIC快速冷却”,空冷 40s,冷速控制在 2℃/s;MLPIC快速冷却,冷却速度 25℃/s,冷却终止温度 250℃。冷却后钢板堆垛缓冷,进行自回火去除内应力。

[0059] 述堆垛缓冷工序中,钢板经矫直后快速下线堆垛缓冷,缓冷时间为 24 小时,缓冷开始温度 $> 210^{\circ}\text{C}$ 。

[0060] 对钢板进行性能检测,检测结果见表 2。

[0061] 表 1 大口径管道用抗变形 100 多相钢板化学成分示例(wt%)

[0062]

	C	Si	Mn	S	P	Nb	Ti	Cr	Mo	Ni	Al
--	---	----	----	---	---	----	----	----	----	----	----

[0063]

实施例 1	0.05	0.25	1.91	0.001	0.007	0.10	0.018	0.20	0.18	0.22	0.035
实施例 2	0.05	0.27	1.88	0.001	0.008	0.09	0.022	0.20	0.17	0.22	0.035
实施例 3	0.05	0.26	1.90	0.001	0.004	0.10	0.020	0.20	0.017	0.22	0.035

[0064] 表 2 各实施例中钢板的性能参数

[0065]

序号	屈服强度	抗拉强度	屈强比	均匀延伸率	-20℃夏比冲击功	-15℃落锤撕裂实验剪切面积
实施例 1	709	908	0.78	13	338	100
实施例 2	697	905	0.77	12.9	415	100
实施例 3	760	916	0.77	13	425	100

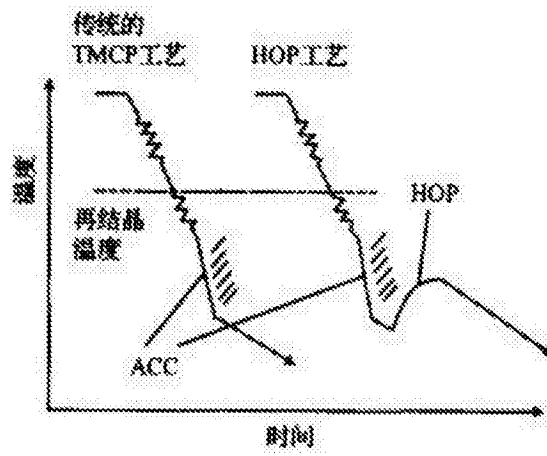


图 1

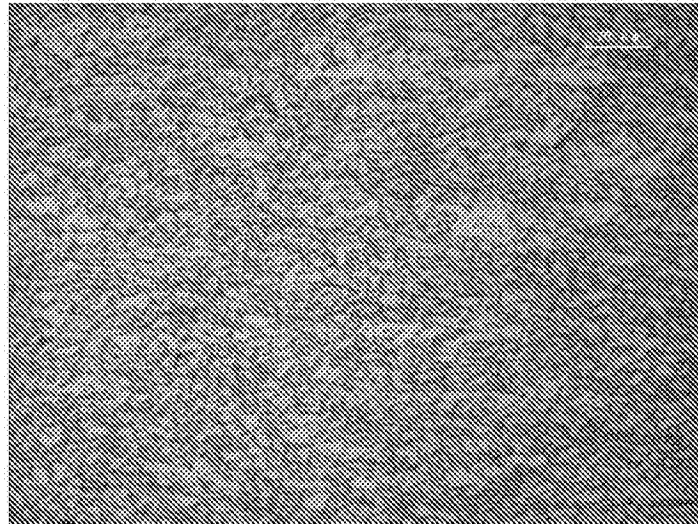


图 2

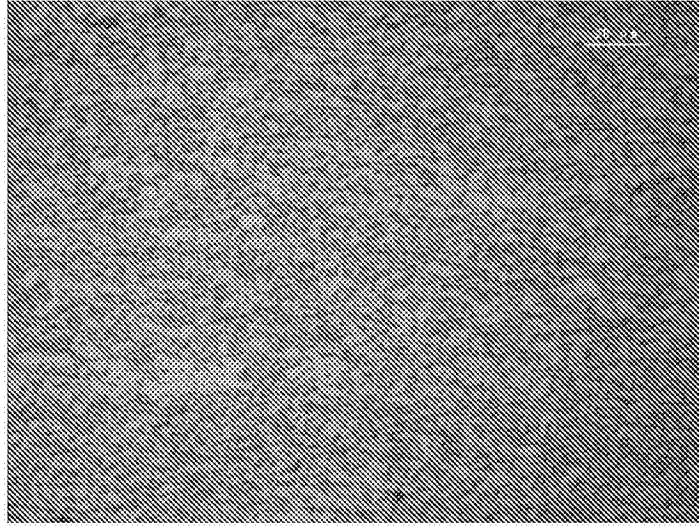


图 3