



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103555896 B

(45) 授权公告日 2015. 11. 11

(21) 申请号 201310514436. 8

2-4.

(22) 申请日 2013. 10. 28

CN 101624682 B, 2012. 01. 11, 权利要求 1.

(73) 专利权人 武汉科技大学

CN 1095421 A, 1994. 11. 23, 说明书第 6 页第

地址 430081 湖北省武汉市青山区建设一路

2 段到说明书第 7 页第 3 段.

(72) 发明人 吴开明 汪兴隆 陈思思 顾立媛

CN 1146784 A, 1997. 04. 02, 全文.

(74) 专利代理机构 武汉科皓知识产权代理事务

JP 昭 61-166920 A, 1986. 07. 28, 全文.

所(特殊普通合伙) 42222

审查员 王梦嶝

代理人 张火春

(51) Int. Cl.

G21D 1/20(2006. 01)

G21D 6/00(2006. 01)

G22C 38/58(2006. 01)

G22C 38/50(2006. 01)

(56) 对比文件

CN 101225499 A, 2008. 07. 23, 权利要求

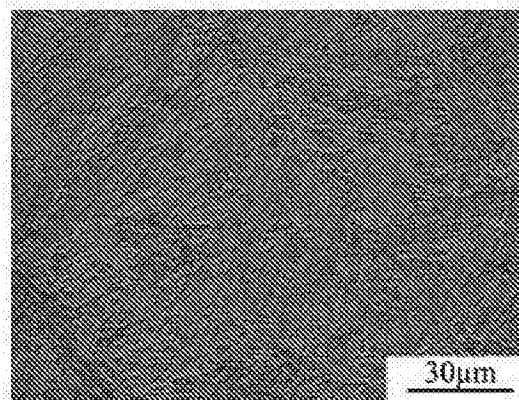
权利要求书1页 说明书5页 附图1页

(54) 发明名称

一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法

(57) 摘要

本发明涉及一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。其技术方案是:先将热轧的钢坯在 850~1100℃ 条件下奥氏体化 0. 2~5. 0 小时, 然后进行贝氏多步等温转变, 即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢。所述多步等温转变为: 第一步在 250~450℃ 条件下于等温介质中保温 0. 2~3. 0 小时, 第二步在 220~350℃ 条件下于等温介质中保温 2~50 小时, 第三步在 180~250℃ 条件下于等温介质中保温 24~240 小时, 第四步在 150~220℃ 条件下于等温介质中保温 50~360 小时, 冷却至室温。其中的多步为第一步~ 第二步、或为第一步~ 第三步、或为第一步~ 第四步。本发明制备的贝氏体钢具有高硬度、高强度、高韧性、体积稳定性好和微观组织细密的特点。



1. 一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢的制备方法,其特征是:先将钢坯在 850~1100℃条件下奥氏体化 0.2~5.0 小时,然后进行贝氏体多步等温转变,即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢;

所述多步等温转变为两步等温转变:第一步在 250~450℃条件下于等温介质中保温 0.2~3.0 小时,第二步在 220~350℃条件下于等温介质中保温 2~50 小时;

所述多步等温转变或为三步等温转变:第一步在 250~450℃条件下于等温介质中保温 0.2~3.0 小时,第二步在 220~350℃条件下于等温介质中保温 2~50 小时,第三步在 180~250℃条件下于等温介质中保温 24~240 小时,冷却至室温;

所述多步等温转变或为四步等温转变:第一步在 250~450℃条件下于等温介质中保温 0.2~3.0 小时,第二步在 220~350℃条件下于等温介质中保温 2~50 小时,第三步在 180~250℃条件下于等温介质中保温 24~240 小时,第四步在 150~220℃条件下于等温介质中保温 50~360 小时,冷却至室温;

等温介质为盐浴、惰性气氛和微弱还原气氛中的一种;

所述钢坯的化学成分及其含量是:C 为 0.20~0.50wt%, Si 为 1.20~2.00wt%, Mn 为 1.00~5.00wt%, Ni 为 1.00~2.00wt%, Cr 为 0.10~1.50wt%, Cu 为 0.30~2.00wt%, Mo 为 0.10~0.50wt%, Nb 为 0.00~0.1 wt%, V 为 0.00~0.1wt%, Ti 为 0.00~0.1wt%, P<0.015wt%, S<0.010wt%, 其余为 Fe 及不可避免的杂质。

一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于超高强度钢技术领域。尤其涉及一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。

背景技术

[0002] 一般认为,抗拉强度超过 1500N/mm^2 的合金结构钢为超高强度钢。目前,通过合理的合金化和热处理工艺设计已达到超高强度钢级别,能较好地满足高效率和高安全性的要求,超高强度钢主要用于工程机械、高层建筑、钢轨、装甲车、以及其他承受较大应力的结构部件等。国内外学者对超高强度钢已经做了很多有益的探索与开发,其中主要以马氏体和贝氏体作为主要的基体组织。

[0003] 低合金超高强度钢,主要是通过淬火和回火处理获得较高的强度和韧性,钢的强度主要取决于钢中马氏体的固溶碳浓度。含碳量增加,钢的强度升高,而塑性和韧性相应降低。因此,在保证足够强度的原则下,尽可能降低钢中含碳量。一般含碳量在 $0.30\sim 0.45\%$,钢中合金元素总量约在 5% 左右,这类钢虽然有较高强度,但是抗腐蚀能力和断裂韧性较差,且不含有残余奥氏体,塑性也受到一定限制。如“低合金超高强度钢种”(CN1390972)、“热轧低合金高强度钢板及其制备方法”(CN1076223)和一种低合金超高强度及其热处理工艺(CN101078088)的专利技术。

[0004] 马氏体时效钢,主要是以马氏体基体组织作为强化相,经过时效处理后,析出金属间化合物的方式强化,强度可以达到 1500MPa 以上,但是这类钢冶炼要求较为苛刻,并且合金元素都很高,工艺复杂,成本较高。如“马氏体时效钢及其制造方法”(CN1040626)、“一种无钴高强高韧马氏体时效钢加工方法”(CN1626686)和“马氏体时效钢制品及制备方法”(CN101258259)的专利技术。

[0005] 二次硬化超高强度钢,这种钢的工艺特点是在 $480\sim 550^\circ\text{C}$ 范围内回火,通过析出合金碳化物产生沉淀强化作用,使强度和硬度明显提高,同时韧性也得到提高。但其中贵重金属 Ni、Co 等合金元素的含有非常高,使生产成本非常昂贵。如“一种复合强化高韧性超高强度二次硬化钢”(CN101403076)、“一种含 W 高强高韧二次硬化不锈钢”(CN102031459)和“高强高韧二次硬化钢”(CN1213706)的专利技术。

[0006] Q-P-T 钢,中国上海交通大学的钟宁、徐祖耀等人提出了淬火-碳分配-回火的热处理工艺,钢坯经奥氏体化后淬火到马氏体开始和终了温度之间,得到一定量的马氏体和残余奥氏体,然后进行碳分配处理。利用碳原子从马氏体到残余奥氏体的分配原理,可以使残留奥氏体富碳。在碳分配后进行回火时,或者是在碳分配过程中,可以析出弥散的复杂碳化物,起到沉淀强化作用。由于马氏体和碳化物的析出强化作用,具有超高的强度,比如“多循环淬火-碳分配-回火工艺”(CN102337085)、“采用碳分配提高钢件表面硬度的方法”(200610029690)和“采用碳分配和回火提高淬火钢件机械性能的热处理方法”(200710045886)的专利技术。但其所得到的残留奥氏体的体积分数小于 10% ,对韧性和塑性的提高有限。

[0007] 超高强度低温贝氏体钢,由英国剑桥大学的 F. G. Caballero、H. K. D. B. Bhadeshia 等人提出来的超级贝氏体钢,由高碳、高硅钢在 200~300℃ 的温度等温淬火,进行长达数小时到几天,甚至 10 天不等的保温,以纳米结构的贝氏体铁素体板条和板条间富碳的残余奥氏体薄膜。具有超强的抗拉强度,优良的延伸率。如“贝氏体钢”(US6884306)、“一种超高强度贝氏体装甲钢及其制造方法”(CN200910063579)和“贝氏体钢及其制造方法”(CN200980130378)的专利技术。这种无碳化物低温贝氏体钢与传统的上贝氏体和下贝氏体显微组织不同,不含有碳化物。但这些贝氏体钢中,为了保证在较低的温度(200~300℃)进行贝氏体等温反应,通常需要加入高碳含量以降低贝氏体终了和马氏体开始温度,而高的碳含量对韧性往往有很不利的影响,并且生产周期也相对较长。

[0008] 由上述分析可以看出:现有的超高强度高韧性钢要么抗拉强度稍显不足、要么塑性和韧性不足、要么合金元素较高导致成本偏高。

发明内容

[0009] 本发明旨在克服现有技术缺陷,目的是提供一种高硬度、高强度、高韧性、体积稳定性好和微观组织细密的超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。

[0010] 为实现上述目的,本发明采用的技术方案是:将铁水、或将废钢、或将铁水和废钢经炼钢和精炼后,进行模铸或连铸,热轧。先将热轧的钢坯在 850~1100℃ 条件下奥氏体化 0.2~5.0 小时,然后进行贝氏多步等温转变,即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢。

[0011] 所述多步等温转变为两步等温转变:第一步在 250~450℃ 条件下于等温介质中保温 0.2~3.0 小时,第二步在 220~350℃ 条件下于等温介质中保温 2~50 小时。

[0012] 所述多步等温转变或为三步等温转变:第一步在 250~450℃ 条件下于等温介质中保温 0.2~3.0 小时,第二步在 220~350℃ 条件下于等温介质中保温 2~50 小时,第三步在 180~250℃ 条件下于等温介质中保温 24~240 小时,冷却至室温。

[0013] 所述多步等温转变或为四步等温转变:第一步在 250~450℃ 条件下于等温介质中保温 0.2~3.0 小时,第二步在 220~350℃ 条件下于等温介质中保温 2~50 小时,第三步在 180~250℃ 条件下于等温介质中保温 24~240 小时,第四步在 150~220℃ 条件下于等温介质中保温 50~360 小时,冷却至室温。

[0014] 等温介质为盐浴、惰性气氛和微弱还原气氛中的一种。

[0015] 所述钢坯的化学成分及其含量是:C 为 0.20~0.50wt%, Si 为 1.20~2.00wt%, Mn 为 1.00~5.00wt%, Ni 为 1.00~2.00wt%, Cr 为 0.10~1.50wt%, Cu 为 0.30~2.00wt%, Mo 为 0.10~0.50wt%, Nb 为 0.00~0.1wt%, V 为 0.00~0.1wt%, Ti 为 0.00~0.1wt%, P<0.015wt%, S<0.010wt%, 其余为 Fe 及不可避免的杂质。

[0016] 由于采用所述技术方案,本发明与现有技术相比具有如下积极效果:

[0017] 本发明在一步等温中形成的块状残余奥氏体能在二步、三步、四步等温时形成更细小的纳米级贝氏体板条,片层状残余奥氏体和贝氏体铁素体增加,平均板条厚度减小,块状残余奥氏体大大减小和细化,从而阻止了这些碳浓度相对较低的块状残余奥氏体在之后的冷却过程中转变为马氏体,而形成硬而脆的 M/A 岛。能实现中碳钢的部分超级贝氏体转变,强度增加的同时,韧性和塑性也明显提高。

[0018] 本发明制备的是片层状贝氏体铁素体和弥散分布的残余奥氏体的超细组织。残余

奥氏体的体积分数在 10~24% 之间, 贝氏体铁素体是碳浓度过饱和的体心立方相, 有很高的位错密度, 具有较高的强度和破断抗力。奥氏体为韧度相分布在贝氏体铁素体板条之间, 在受到外力作用下发生塑性变形时, 吸收和消耗能量, 延缓裂纹的扩展, 对提高板材的韧度极其有利, 应力作用较大时会发生相变诱发塑性效应 (TRIP 效应), 进一步提高了钢的强韧度。

[0019] 本发明通过多步等温转变工艺制备的贝氏体钢相对于一步法制备的贝氏体钢, 块状残余奥氏体明显减小和细化, 板条贝氏体和片层状残余奥氏体增加, 平均贝氏体铁素体板条厚度更细小。由于对这种块状组织的细化和减小, 韧性和尺寸稳定性增加, 而平均板条厚度的减小又能进一步增加钢的强度。从而得到抗拉强度为 1500~2000MPa、硬度为 450~600HV、延伸率为 12~25% 和冲击韧性为 45~60J/cm² 的超高强度贝氏体钢。

[0020] 因此, 本发明制备的贝氏体钢具有高硬度、高强度、高韧性、体积稳定性好和微观组织细密的特点, 能较好地满足精密轴承、精密齿轮和重型设备用钢的要求。

附图说明

[0021] 图 1 是本发明中的一种二步等温转变工艺制备的贝氏体钢的扫描电镜图;

[0022] 图 2 是本发明中的一种三步等温转变工艺制备的贝氏体钢的扫描电镜图;

[0023] 图 3 是本发明中的一种四步等温转变工艺制备的贝氏体钢的扫描电镜图;

[0024] 图 4 是图 1 所示贝氏体钢的高倍扫描电镜图;

[0025] 图 5 是图 2 所示贝氏体钢的高倍扫描电镜图;

[0026] 图 6 是图 3 所示贝氏体钢的高倍扫描电镜图。

具体实施方式

[0027] 下面结合附图和具体实施方式对本发明作进一步描述, 并非对本发明保护范围的限制。

[0028] 为避免重复, 先将本具体实施方式所述钢坯的化学成分及其含量统一描述如下, 实施例中不再赘述: C 为 0.20~0.50wt%, Si 为 1.20~2.00wt%, Mn 为 1.00~5.00wt%, Ni 为 1.00~2.00wt%, Cr 为 0.10~1.50wt%, Cu 为 0.30~2.00wt%, Mo 为 0.10~0.50wt%, Nb 为 0.00~0.1 wt%, V 为 0.00~0.1wt%, Ti 为 0.00~0.1wt%, P<0.015wt%, S<0.010wt%, 其余为 Fe 及不可避免的杂质。

[0029] 实施例 1

[0030] 一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。将铁水经炼钢和精炼后, 进行模铸或连铸, 热轧。先将热轧的钢坯在 850~1000℃ 条件下奥氏体化 0.5~5.0 小时, 然后进行贝氏多步等温转变, 即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢。

[0031] 所述贝氏体多步等温转变为两步等温转变: 第一步在 350~450℃ 盐浴条件下保温 0.2~1.0 小时, 第二步在 250~350℃ 盐浴条件下保温 2~30 小时。

[0032] 本实施例所制备的超高强度高韧性多步等温贝氏体钢: 抗拉强度为 1500~1800MPa; 硬度为 450~550HV; 延伸率为 15~25%; 冲击韧性为 45~60J/cm²。

[0033] 实施例 2

[0034] 一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。将废钢经炼钢和精炼

后,进行模铸或连铸,热轧。先将热轧的钢坯在 950~1100℃条件下奥氏体化 0.2~4.0 小时,然后进行贝氏多步等温转变,即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢。

[0035] 所述贝氏体多步等温转变为两步等温转变:第一步在 250~350℃条件下于惰性气氛中保温 1.0~3.0 小时,第二步在 220~300℃条件下于惰性气氛中保温 10~50 小时。

[0036] 本实施例所制备的超高强度高韧性多步等温贝氏体钢:抗拉强度为 1500~1800MPa;硬度为 450~550HV;延伸率为 15~25%;冲击韧性为 45~55J/cm²。

[0037] 实施例 3

[0038] 一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。将废钢经炼钢和精炼后,进行模铸或连铸,热轧。先将热轧的钢坯在 850~1000℃条件下奥氏体化 0.5~5.0 小时,然后进行贝氏多步等温转变,即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢。

[0039] 所述贝氏体多步等温转变为三步等温转变:第一步在 350~450℃盐浴条件下保温 0.2~1.0 小时,第二步在 250~350℃盐浴条件下保温 2~30 小时,第三步在 220~250℃条件下于惰性气氛中保温 24~120 小时,冷却至室温。

[0040] 本实施例所制备的超高强度高韧性多步等温贝氏体钢:抗拉强度为 1600~2000MPa;硬度为 480~600HV;延伸率为 12~22%;冲击韧性为 45~60J/cm²。

[0041] 实施例 4

[0042] 一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。将铁水和废钢经炼钢和精炼后,进行模铸或连铸,热轧。先将热轧的钢坯在 950~1100℃条件下奥氏体化 0.2~4.0 小时,然后进行贝氏多步等温转变,即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢。

[0043] 所述贝氏体多步等温转变为三步等温转变:第一步在 250~350℃条件下于微弱还原气氛中保温 1.0~3.0 小时,第二步在 220~300℃条件下于微弱还原气氛中保温 10~50 小时,第三步在 180~220℃条件下于微弱还原气氛中保温 48~240 小时,冷却至室温。

[0044] 本实施例所制备的超高强度高韧性多步等温贝氏体钢:抗拉强度为 1600~2000MPa;硬度为 480~600HV;延伸率为 12~22%;冲击韧性为 45~58J/cm²。

[0045] 实施例 5

[0046] 一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。将铁水和废钢经炼钢和精炼后,进行模铸或连铸,热轧。先将热轧的钢坯在 850~1000℃条件下奥氏体化 0.5~5.0 小时,然后进行贝氏多步等温转变,即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢。

[0047] 所述贝氏体多步等温转变为四步等温转变:第一步在 350~450℃盐浴条件下保温 0.2~1.0 小时,第二步在 250~350℃盐浴条件下于保温 2~30 小时,第三步在 220~250℃条件下于微弱还原气氛中保温 24~120 小时,第四步在 180~220℃条件下于微弱还原气氛中保温 50~240 小时,冷却至室温。

[0048] 本实施例所制备的超高强度高韧性多步等温贝氏体钢:抗拉强度为 1600~1900MPa;硬度为 450~580HV;延伸率为 15~25%;冲击韧性为 48~60J/cm²。

[0049] 实施例 6

[0050] 一种超高强度高韧性多步等温贝氏体钢及其制备方法。将铁水经炼钢和精炼后,进行模铸或连铸,热轧。先将热轧的钢坯在 950~1100℃条件下奥氏体化 0.2~4.0 小时,然后进行贝氏多步等温转变,即得超高强度高韧性多步等温贝氏体钢。

[0051] 所述贝氏体多步等温转变或为四步等温转变:第一步在 250~350℃盐浴条件下保

温 1.0~3.0 小时,第二步在 220~300℃ 盐浴条件下保温 10~50 小时,第三步在 180~220℃ 条件下于氮气气氛中保温 48~240 小时,第四步在 150~180℃ 条件下于氮气气氛中保温 100~360 小时,冷却至室温。

[0052] 本实施例所制备的超高强度高韧性多步等温贝氏体钢:抗拉强度为 1600~1900MPa;硬度为 450~580HV;延伸率为 15~25%;冲击韧性为 48~60J/cm²。

[0053] 本具体实施方式与现有技术相比具有如下积极效果:

[0054] 本具体实施方式在一步等温中形成的块状残余奥氏体能在二步、三步、四步等温时形成更细小的纳米级贝氏体板条,如图 1~ 图 3 所示,图 1 是实施例 2 中的一种贝氏体钢的扫描电镜图,图 2 是实施例 4 中的一种贝氏体钢的扫描电镜图,图 3 是实施例 6 中的一种贝氏体钢的扫描电镜图,可以看出,块状残余奥氏体大大减小和细化。另如图 4~ 图 6 所示,图 4 是图 1 所示贝氏体钢的高倍扫描电镜图,图 5 是图 2 所示贝氏体钢的高倍扫描电镜图,图 6 是图 3 所示贝氏体钢的高倍扫描电镜图。可以看出,片层状残余奥氏体和贝氏体铁素体增加,平均板条厚度减小。从而阻止了这些碳浓度相对较低的块状残余奥氏体在之后的冷却过程中转变为马氏体,而形成硬而脆的 M/A 岛。能实现中碳钢的部分超级贝氏体转变,强度增加的同时,韧性和塑性也明显提高。

[0055] 本具体实施方式制备的是片层状贝氏体铁素体和弥散分布的残余奥氏体的超细组织。残余奥氏体的体积分数在 10~24% 之间,贝氏体铁素体是碳浓度过饱和的体心立方相,有很高的位错密度,具有较高的强度和破断抗力。奥氏体为韧度相分布在贝氏体铁素体板条之间,在受到外力作用下发生塑性变形时,吸收和消耗能量,延缓裂纹的扩展,对提高板材的韧度极其有利,应力作用较大时会发生相变诱发塑性效应 (TRIP 效应),进一步提高了钢的强韧度。

[0056] 本具体实施方式通过多步等温转变工艺制备的贝氏体钢相对于一步法制备的贝氏体钢,块状残余奥氏体明显减小和细化,板条贝氏体和片层状残余奥氏体增加,平均贝氏体铁素体板条厚度更细小。由于对这种块状组织的细化和减小,韧性和尺寸稳定性增加,而平均板条厚度的减小又能进一步增加钢的强度。从而得到抗拉强度为 1500~2000MPa、硬度为 450~600HV、延伸率为 12~25% 和冲击韧性为 45~60J/cm²的超高强度贝氏体钢。

[0057] 因此,本具体实施方式制备的贝氏体钢具有高硬度、高强度、高韧性、体积稳定性好和微观组织细密的特点,能较好地满足精密轴承、精密齿轮和重型设备用钢的要求。

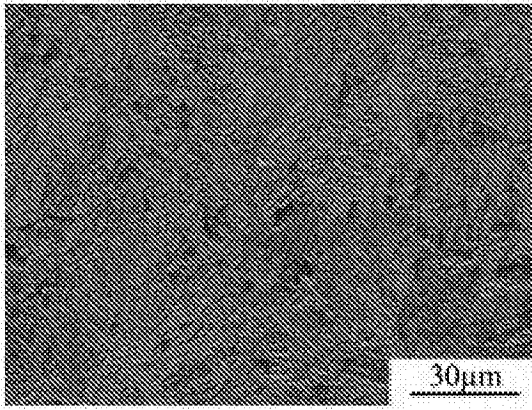


图 1

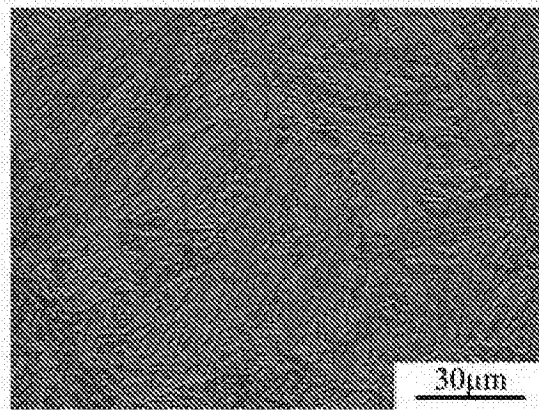


图 2

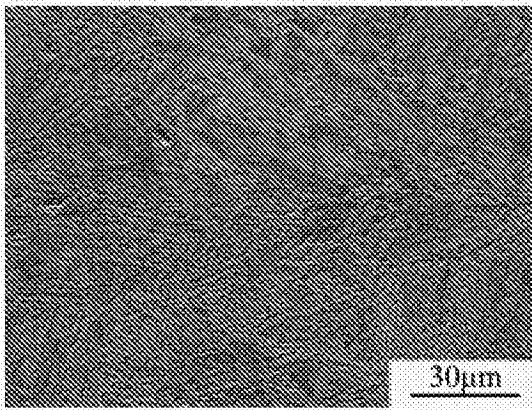


图 3

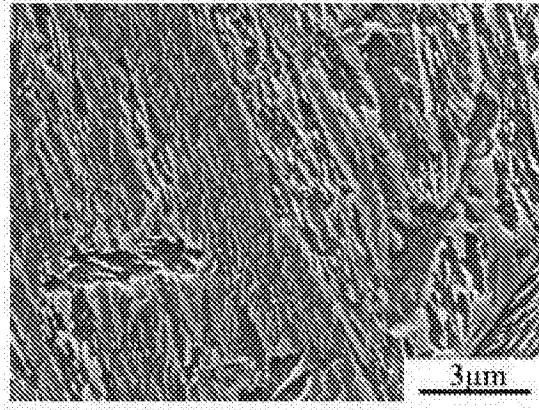


图 4

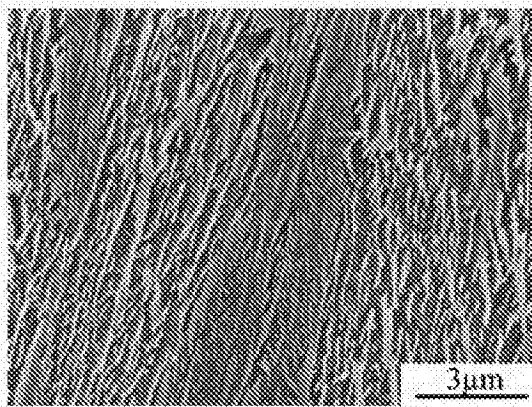


图 5

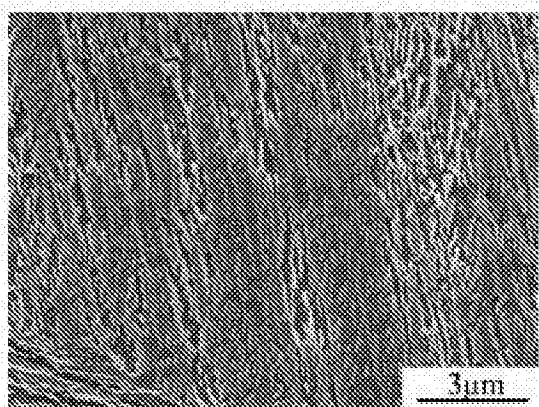


图 6