



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 106917055 B

(45)授权公告日 2018.10.09

(21)申请号 201710159670.1

G22C 38/52(2006.01)

(22)申请日 2017.03.17

G22C 38/02(2006.01)

(65)同一申请的已公布的文献号

G22C 38/06(2006.01)

申请公布号 CN 106917055 A

G22C 38/34(2006.01)

G21D 8/02(2006.01)

(43)申请公布日 2017.07.04

审查员 牛培利

(73)专利权人 北京科技大学

地址 100083 北京市海淀区学院路30号

(72)发明人 于浩 崔丽莎 宋成浩

(74)专利代理机构 北京市广友专利事务所有限
责任公司 11237

代理人 张仲波

(51)Int.Cl.

G22C 38/58(2006.01)

G22C 38/44(2006.01)

G22C 38/46(2006.01)

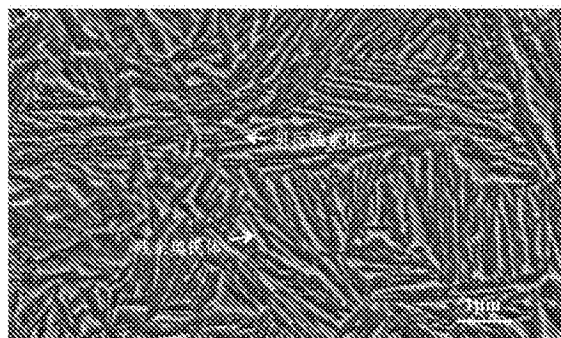
权利要求书1页 说明书7页 附图1页

(54)发明名称

一种第三代高强韧汽车用钢及其制备方法

(57)摘要

一种第三代高强韧汽车用钢及其制备方法,属于金属材料加工技术领域。合金成分重量百分比为:C:0.40~0.60%,Si:1.00~2.00%,Mn:1.50~3.00%,Ni:0~0.60%,Cr:0.50~1.50%,Mo:0.30~0.60%,V:0~0.20%,Co:0~1.50%,Al:0~1.50%,余量为Fe和不可避免的杂质。真空冶炼后进行浇铸,再以总压下率为80%~95%进行热轧,所得到的热轧板以5~20℃/s速度升温到900~970℃进行奥氏体化10~20min,然后空冷至250~320℃保温2~12h。本发明材料的屈服强度超过1000MPa,抗拉强度超过1500MPa,断后伸长率超过20%,具有良好的强塑性,同时制备工艺简单,焊接性能良好,良好的成型性,适于工业化生产,用于汽车车身结构件中的前后保险杠横梁,保证汽车的安全性。



1. 一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, 利用Thermo-calc和MUCG83软件进行科学合理的合金系统设计, 汽车用钢的化学成分重量百分比为: C: 0.40~0.60%, Si: 1.00~2.00%, Mn: 1.50~3.00%, Ni: 0~0.60%, Cr: 0.50~1.50%, Mo: 0.30~0.60%, V: 0~0.20%, Co: 0~1.50%, Al: 0~1.50%, 余量为Fe和不可避免的杂质;

所述的高强韧汽车用钢的制备方法包括以下步骤:

步骤1: 按照设计成分称取原料, 进行冶炼、铸造, 将20~50mm厚的铸坯在1100℃~1200℃保温1.5~2.5h, 然后在1000℃进行热轧, 总压下率为80%~95%, 得到厚度为1.5~3.5mm的热轧板;

步骤2: 将步骤1制备得到的热轧板以5~20℃/s速度升温到完全奥氏体化温度区间900~970℃温度, 保温10~20min;

步骤3: 将步骤2处理后的钢板空冷冷却至贝氏体转变温度区间的250~320℃温度, 保温2~12h;

步骤4: 将步骤3处理后的钢板空冷至室温, 即得到超级贝氏体高强韧汽车用钢。

2. 根据权利要求1所述一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, C含量不应低于0.40%, 且不高于0.50%。

3. 根据权利要求1所述一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, Si的含量不低于1.20%, 且不高于2.00%。

4. 根据权利要求1所述一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, Mn含量不低于1.50%, 且不高于2.00%。

5. 根据权利要求1所述一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, Cr含量应不低于0.50%, 且不高于1.20%。

6. 根据权利要求1所述一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, Ni含量不高于0.60%。

7. 根据权利要求1所述一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, V含量不高于0.15%。

8. 根据权利要求1所述一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, Co和Al的添加总量不应高于3.00%。

9. 根据权利要求1所述一种第三代高强韧汽车用钢的制备方法, 其特征在于, 所述超级贝氏体高强韧汽车用钢经过热轧后的贝氏体转变速度加快, 2~3h时间贝氏体转变结束;

所述超级贝氏体高强韧汽车用钢的显微组织尺寸为: 板条贝氏铁素体的厚度方向尺寸为50~150nm, 薄膜状残余奥氏体的厚度方向尺寸为10~200nm;

所述超级贝氏体高强韧汽车用钢的各组织所占的比例为: 纳米级板条贝氏铁素体75%~90%, 残余奥氏体10%~25%;

所述超级贝氏体高强韧汽车用钢的力学性能为: 屈服强度 $R_p \geq 1000\text{MPa}$, 抗拉强度 $R_m \geq 1500\text{MPa}$, 断后伸长率 $A \geq 20\%$ 。

一种第三代高强韧汽车用钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于金属材料加工技术领域,涉及一种室温组织为纳米级板条状贝氏铁素体、薄膜状分布的残余奥氏体的组织钢以及具有高强塑积的新型第三代汽车用钢及其高效制备方法。

背景技术

[0002] 随着汽车工业的发展,燃油经济性、低碳排放和更高的安全性对车身轻量化提出了更高的要求和挑战。车身轻量化发展将是未来汽车工业发展的主要方向,而高强度钢和先进高强度钢的发展和运用则是未来汽车用钢发展方向和钢企的核心竞争力所在。据统计,截止到2015年,车身上所应用的高强钢和先进高强钢的比例已经增加到18%。有些车型在车身主要结构中甚至应用超过72%的高强钢和先进高强钢来有效减轻车身重量。所以,开发高强度、高塑性的新型汽车用钢是实现汽车轻量化发展的有效方式。提高汽车用钢的强塑积不仅能够降低汽车重量,而且能够保障车身的强度和安全性。

[0003] 贝氏体钢是一种具有较高强度和良好韧性的钢种,近年来,英国剑桥大学Bhadeshia教授等人研发出具有优异强韧性的超级贝氏体钢。超级贝氏体钢具有纳米级的贝氏铁素体板条,在贝氏铁素体板条间存在薄膜状的残余奥氏体。超级贝氏体的组织结构决定了其超高的强度和良好的韧性。但是超级贝氏体的热处理过程中保温温度较低,导致贝氏体转变缓慢,不利于实际工业化生产。要想加快超级贝氏体的转变速度,减少保温时间,同时保证其优异的强韧性,需要对其合金系统与制备工艺进行科学、优化的设计与制定,确保在相对较短的时间内获得一定配比的板条贝氏铁素体、残余奥氏体两相共存的超级贝氏体钢,并保证材料的高强度、高塑性的良好综合性能。中国申请专利CN201310083257.3介绍了一种高强度中碳超细贝氏体钢及其制备方法,该材料采用将铸坯轧制成板材,再将轧制后的板材进行低温小变形与热处理,得到贝氏体、马氏体、残余奥氏体的复合组织,然而得到的贝氏体板条宽度较宽、抗拉强度和伸长率偏低,而且经过多次轧制变形,增加能耗、降低生产效率,综合性能低于本发明中的中碳超级贝氏体高强韧钢,另外本发明中的生产制造工艺为短流程工艺,降低能耗,提高生产效率。中国申请专利CN201410729877.4介绍了一种中碳超高强贝氏体钢及其制备方法,该材料中复合添加了Si、Mn、Cr、Mo、Co、Al合金元素,该中碳超高强贝氏体钢的热处理工艺需在不同温度区间交替等温处理,工艺较复杂,热处理时间较长,降低了生产效率并加大了能源消耗,伸长率低于15%,综合性能低于本发明中的中碳超级贝氏体高强韧钢。中国申请专利CN201610461170.9介绍了一种用于汽车车身防撞部件的高强塑积纳米结构贝氏体钢,该材料复合添加了Si、Mn、Ni、Cr、Cu、Mo、Nb、V、Ti合金元素,合金种类较多,其中Ni为1.5~2.0wt%,增加了成本,而且含碳量较高,降低板材焊接性;该材料通过将铸坯热轧成板材,然后进行较长时间的热处理,得到贝氏体和残余奥氏体组织,但盐浴时间过长,不利于实际工业生产,增加了能耗,所得到的板材伸长率低于12%,强塑积远远低于30GPa·%,综合性能低于本发明中的中碳超级贝氏体高强韧钢。

发明内容

[0004] 针对先进高强汽车用钢对材料强度与塑性的要求,本发明提供新型第三代高强韧汽车用钢及其高效制备方法,该材料具有纳米级的板条贝氏铁素体,薄膜状分布的残余奥氏体,各相组织相互协调配合,具有良好的成形性能,其强塑积达到了第三代汽车用钢的性能要求。

[0005] 一种第三代高强韧汽车用钢,其特征在于,利用Thermo-calc和MUCG83进行科学合理的合金系统设计,该汽车用钢的化学成分重量百分比为:C:0.40~0.60%,Si:1.00~2.00%,Mn:1.50~3.00%,Ni:0~0.60%,Cr:0.50~1.50%,Mo:0.30~0.60%,V:0~0.20%,Co:0~1.50%,Al:0~1.50%,余量为Fe和不可避免的杂质。

[0006] 添加适量的C以保证钢材的强度和降低相变温度,得到纳米级板条贝氏铁素体,同时为了得到良好的焊接性,所以进一步C含量不应低于0.40%,且不高于0.50%。

[0007] 添加适量的Si以保证没有渗碳体析出,保证钢的强度和韧性,Si含量过高会使钢表面质量恶化,影响焊接性能,所以进一步Si的含量应不低于1.20%,且不高于2.00%。

[0008] 添加适量的Mn以提高钢的淬透性和降低相变温度,保证低温下获得纳米级板条贝氏铁素体,提高钢的强度,过多的Mn产生的固溶强化会降低贝氏体相变速率,所以进一步Mn含量不低于1.50%,且不高于2.00%。

[0009] 添加适量的Cr以提高钢的淬透性和降低相变温度,细化贝氏体板条,提高钢的强度,但是过度的Cr会由于固溶强化效应降低贝氏体相变速率,所以进一步Cr含量应不低于0.50%,且不高于1.20%。

[0010] 添加适量的Ni以提高钢的淬透性,保证钢在空冷条件下获得贝氏体组织,能够增加钢的韧性,所以进一步Ni含量不高于0.60%。

[0011] 添加适量的Mo以提供足够的淬透性,提高残余奥氏体的稳定性,防止磷脆,尽可能多的获得板条状贝氏铁素体,加入适量的Mo,能够促进合金元素析出相的生成,同时产生 Mo_6C ,提高钢的强度,所以进一步Mo含量应不低于0.25%,且不高于0.60%。

[0012] 添加微量的V形成细小、弥散的第二相粒子,有利于晶粒细化和提高强度,通过Thermo-calc计算,V在950℃开始析出。所以进一步V含量应不高于0.15%。

[0013] 添加适量的Co和Al可以促进贝氏体转变,缩短保温时间,但是Co和Al的添加总量不应高于3.00%。

[0014] 本发明的另一目的是提供新型第三代高强韧汽车用钢的高效制备方法,具体包括以下步骤:

[0015] 步骤1:按照设计成分称取原料,进行冶炼、铸造,将20~50mm厚的铸坯在1100℃~1200℃保温1.5~2.5h,然后在1000℃进行热轧,总压下率为80%~95%,得到厚度为1.5~3.5mm的热轧板;

[0016] 步骤2:将步骤1制备得到的热轧板以5~20℃/s速度升温到完全奥氏体化温度区间900~970℃温度,保温10~20min,备用;

[0017] 步骤3:将步骤2处理后的钢板空冷冷却至贝氏体转变温度区间的250~320℃温度,保温2~12h;

[0018] 步骤4:将步骤3处理后的钢板空冷至室温,即得到超级贝氏体高强韧汽车用钢。

[0019] 进一步,所述超级贝氏体高强韧汽车用钢经过热轧后的贝氏体转变速度加快,2~3h时间贝氏体转变结束。

[0020] 进一步,所述超级贝氏体高强韧汽车用钢的组织尺寸为:板条贝氏铁素体的厚度为50~150nm,薄膜状残余奥氏体的厚度为10~200nm。

[0021] 进一步,所述超级贝氏体高强韧汽车用钢的各种组织所占的比例为:纳米级板条贝氏铁素体75%~90%,残余奥氏体10%~25%。

[0022] 进一步,所述超级贝氏体高强韧汽车用钢的力学性能为:屈服强度 R_p 超过1000MPa,抗拉强度 R_m 超过1500MPa,断后伸长率A超过20%。

[0023] 本发明材料中主要元素的作用为:

[0024] C是获得贝氏体必需的元素,碳含量过低会使 B_s 和 M_s 升高,不利于贝氏体相变区与珠光体相变区的分离和低温纳米贝氏体的形成,然而碳含量过高会影响焊接、成型性能,综合考虑,C含量选择中碳范围。

[0025] Si可以强烈抑制渗碳体的析出,保证钢的强度和韧性,间接起到了稳定低温下的富碳残余奥氏体的作用,从而使贝氏体铁素板条间形成薄膜状残余奥氏体。

[0026] Mn能扩大奥氏体相区,减小相变所需要的驱动力,能稳定室温下残余奥氏体的存在,但是过高的Mn不利于生成贝氏体。Mn能起到固溶强化、提高淬透性的作用。Mn能降低马氏体的转变温度。

[0027] Cr能提高过冷奥氏体的稳定性,使贝氏体的转变孕育期增长。此外,Cr可以提高钢的淬透性以及降低马氏体开始转变温度。

[0028] Ni可以降低贝氏体、马氏体开始转变温度,增加淬透性,细化晶粒,提高冲击韧性,使组织、元素的分布更加均匀。

[0029] Mo能够强烈阻碍奥氏体向珠光体转变,会拓宽贝氏体转变冷却速度范围。而且能够降低由于P导致的回火脆性,能够改善焊接性,此外能生成 Mo_6C 化合物,起到强化的作用。

[0030] V在钢中主要以碳化物形式存在,起到强化的作用。而且可以在奥氏体化时限制奥氏体晶粒的长大。

[0031] Co、Al可以增大贝氏铁素体与奥氏体之间的自由能差,加快贝氏体转变速率。同时,二者可以细化组织。

[0032] 本发明通过软件Thermo-calc和MUCG83科学合理设计合金系统,设计出中碳超级贝氏体汽车用钢。经热轧后的材料在贝氏体转变温度区间的转变速度明显加快。调整热处理过程工艺参数,经奥氏体化与贝氏体区短时间等温热处理工艺后,在室温下材料具有纳米级板条贝氏铁素体、残余奥氏体的组织结构。结果显示,当材料中的各组织所占的体积分数在一定范围时,材料的强塑积将得到显著的提高。在变形过程中,各组织之间相互协调配合,纳米级板条贝氏铁素体能够提高材料的强韧性,残余奥氏体具有相变诱导塑性效应,使材料能够承受较大的载荷与变形,具有较好的塑性和抗冲击性能,其屈服强度 R_p 超过1000MPa,抗拉强度 R_m 超过1500MPa,断后伸长率A超过20%。由于本发明中经热轧后的超级贝氏体高强韧汽车用钢的热处理时间较短,能高效产生纳米级板条贝氏铁素体,生产工艺简单经济,综合性能优异,是先进高强汽车用钢的理想材料。

[0033] 本发明通过科学合理的元素配比,经热轧及较短时间热处理工艺,高效制备得到新型第三代高强韧汽车用钢,纳米级板条贝氏铁素体的比例控制在75%~90%,残余奥氏

体的比例控制在10%~25%，保证材料具有较高的强韧性，Mo、V和C形成的析出相能产生析出强化效应，再加上细晶强化、热轧变形下产生大量位错造成的位错强化都能在不同程度上提高材料的综合性能。

附图说明

[0034] 图1为本发明实施例1中的高强韧钢的扫描组织图像。

[0035] 图2为本发明实施例中的高强韧钢的XRD检测结果图像。

具体实施方式

[0036] 下面结合具体实施例对本发明的技术方案作进一步说明。

[0037] 实施例1：

[0038] 首先按照上述成分范围进行冶炼、连铸，然后检测铸坯的成分，见表1。

[0039] 表1铸坯的成分 (wt. %)

[0040]	元素	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
	成分	0.45	1.26	1.62	0.47	0.92	0.42	0.09

[0041] 将20~50mm厚铸坯加热到1150℃均质化2h，在1000℃轧制成1.5~3.5mm厚板材，总压下率为80~95%。

[0042] 热轧板的具体热处理工艺参数见表2。

[0043] 表2热处理工艺参数

[0044]	奥氏体化温	奥氏体化保	冷却速率/	贝氏体区温	贝氏体区保
	度/℃	温时间/min	℃/s	度/℃	温时间/h
	950	10	10	250	12

[0045] 按照表1和表2制得的高强汽车用钢的力学性能见表3。

[0046] 表3力学性能

[0047]	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	强塑积 /GPa·%	硬度/HV100
	1067	1569	22	34.5	523

[0048] 按照表1和表2制备得到的高强汽车用钢的板条贝氏铁素体及残余奥氏体厚度方向尺寸见表4。

[0049] 表4组织厚度方向尺寸

[0050]	板条贝氏铁素体厚度/nm	残余奥氏体厚度/nm
	50~150	10~150

[0051] 按照表1和表2制备得到的高强汽车用钢通过XRD测得残奥体积分数，同时计算其他相体积分数，结果见图2和表5。

[0052] 表5不同组织含量

	板条贝氏铁素体体积分数/%	残余奥氏体体积分数/%
[0053]	85.1	14.9

[0054] 实施例1中所设计合金进行热轧后,经过贝氏体区250℃保温12h热处理。从表3中可以看出力学性能均达到所要求的性能指标,屈服强度为1067MPa,抗拉强度为1569MPa,断后伸长率为22%,强塑积为34.5GPa·%,硬度为523HV100。组织为纳米级板条贝氏铁素体、薄膜状残余奥氏体,其中板条贝氏铁素体的厚度方向尺寸为50~150nm、体积分数为85.1%,残余奥氏体厚度方向尺寸为50~150nm、体积分数为14.9%。

[0055] 实施例2:

[0056] 首先按照上述成分范围进行冶炼、连铸,然后检测铸坯的成分,见表6。

[0057] 表6铸坯的成分 (wt. %)

	元素	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Al
[0058]	成分	0.44	1.63	1.84	0.54	1.05	0.52	0.11	1.12

[0059] 将20~30mm厚铸坯加热到1150℃均质化2h,在1000℃轧制成1.5~3.5mm厚板材,总压下率为80~95%。

[0060] 热轧板的具体热处理工艺参数见表7。

[0061] 表7热处理工艺参数

	奥氏体化温度/℃	奥氏体化保温时间/min	冷却速率/℃/s	贝氏体区温度/℃	贝氏体区保温时间/h
[0062]	950	10	10	300	12

[0063] 按照表6和表7制得的高强汽车用钢的力学性能见表8。

[0064] 表8力学性能

	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	强塑积 /GPa·%	硬度/HV100
[0065]	1158	1523	21	32.0	617

[0066] 按照表6和表7制备得到的高强汽车用钢的板条贝氏铁素体及残余奥氏体厚度方向尺寸见表9。

[0067] 表9组织厚度方向尺寸

	板条贝氏铁素体厚度/nm	残余奥氏体厚度/nm
[0068]	50~150	10~200

[0069] 按照表6和表7制备得到的高强汽车用钢通过XRD测得残奥体积分数,同时计算其

他相体积分分数,结果见图2和表10。

[0070] 表10不同组织含量

	板条贝氏铁素体体积分分数/%	残余奥氏体体积分分数/%
[0071]	80.6	19.4

[0072] 实施例2所设计的合金进行热轧后,经过贝氏体区300℃保温12h的热处理。从表8中可以看出力学性能均达到所要求的性能指标,屈服强度为1158MPa,抗拉强度为1523MPa,断后伸长率为21%,强塑积为32.0GPa·%,硬度为617HV100。组织为纳米级板条贝氏铁素体、薄膜状残余奥氏体,其中板条贝氏铁素体的厚度方向尺寸为50~150nm、体积分分数为80.6%,残余奥氏体厚度方向尺寸为10~200nm、体积分分数为19.4%。

[0073] 实施例3:

[0074] 首先按照上述成分范围进行冶炼、连铸,然后检测铸坯的成分,见表11。

[0075] 表11铸坯的成分 (wt. %)

	元素	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Co	Al
[0076]	成分	0.42	1.58	1.85	0.56	1.06	0.54	0.11	0.95	1.28

[0077] 将20~30mm厚铸坯加热到1150℃均质化2h,在1000℃轧制成1.5~3.5mm厚板材,总压下率为80~95%。

[0078] 热轧板的具体热处理工艺参数见表12。

[0079] 表12热处理工艺参数

	奥氏体化温度/℃	奥氏体化保温时间/min	冷却速率/℃/s	贝氏体区温度/℃	贝氏体区保温时间/h
[0080]	950	10	10	300	2

[0081] 按照表11和表12制得的高强汽车用钢的力学性能见表13。

[0082] 表13力学性能

	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	强塑积 /GPa·%	硬度/HV100
[0083]	1090	1607	20	32.1	781

[0084] 按照表11和表12制备得到的高强汽车用钢的板条贝氏铁素体及残余奥氏体厚度方向尺寸见表14。

[0085] 表14组织厚度方向尺寸

	板条贝氏铁素体厚度/nm	残余奥氏体厚度/nm
[0086]	50~150	10~200

[0087] 按照表11和表12制备得到的高强汽车用钢通过XRD测得残余奥氏体积分数,同时计算其他相体积分数,结果见图2和表15。

[0088] 表15不同组织含量

	板条贝氏铁素体体	残余奥氏体体积分
[0089]	积分数/%	数/%
	81.7	18.3

[0090] 实施例3所设计合金进行热轧后,经过贝氏体区300℃保温2h的热处理。从表13中可以看出力学性能均达到所要求的性能指标,屈服强度为1090MPa,抗拉强度为1607MPa,断后伸长率为20%,强塑积为32.1GPa·%,硬度为781HV100。组织为纳米级板条贝氏铁素体、薄膜状残余奥氏体,其中板条贝氏铁素体的厚度方向尺寸为50~150nm、体积分数为81.7%,残余奥氏体厚度方向尺寸为10~200nm、体积分数为18.3%。

[0091] 按照上述实施例的成分和工艺参数制备的试样,经热轧产生变形量的试样在短时间内保温即可完成贝氏体转变,力学性能均能达到所要求的性能指标,屈服强度 R_p 超过1000MPa,抗拉强度 R_m 超过1500MPa,断后伸长率 A 超过20%。扫描电镜照片如图1所示,由纳米级板条贝氏铁素体、分布于板条间的薄膜状残余奥氏体组成,板条贝氏铁素体厚度方向尺寸为50~150nm,残余奥氏体厚度方向尺寸为10~200nm。纳米级板条贝氏铁素体能够提高材料的强韧性,薄膜状的残余奥氏体在变形时发生相变诱导塑性效应,使材料的变形能力提高,材料具有优异的综合力学性能,强塑积满足第三代汽车用钢的要求。

[0092] 最后所应说明的是,以上实施例仅用以本发明是技术方案而非限制。尽管参照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该理解,对本发明的技术方案进行修改或者等同替换,都不脱离本发明技术方案的精神和范围,其均应涵盖在本发明的权利要求范围当中。

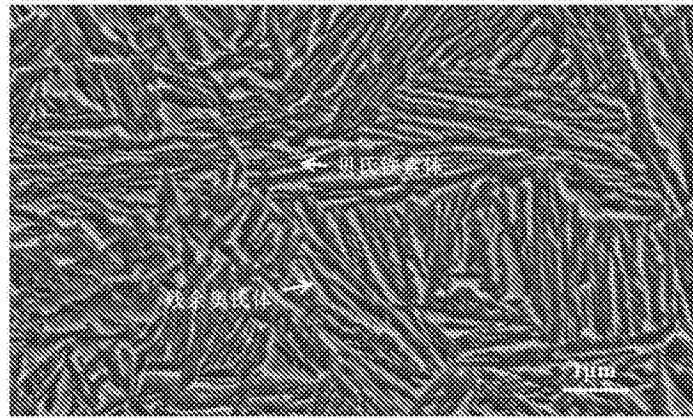


图1

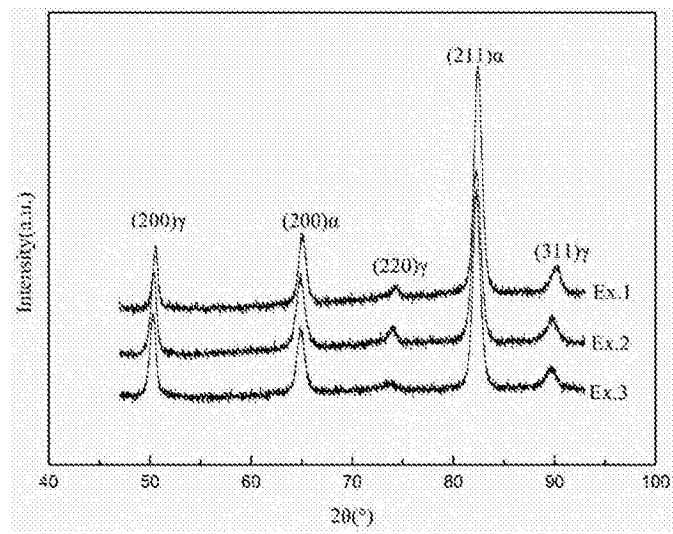


图2