



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 103060704 A

(43) 申请公布日 2013. 04. 24

(21) 申请号 201310040604. 4

(22) 申请日 2013. 02. 03

(71) 申请人 马丁青

地址 314303 浙江省嘉兴市海盐县秦山镇丰  
山村宋塘桥 26 号

(72) 发明人 马丁青

(51) Int. Cl.

C22C 38/38(2006. 01)

C22C 38/34(2006. 01)

C22C 38/28(2006. 01)

C21D 1/28(2006. 01)

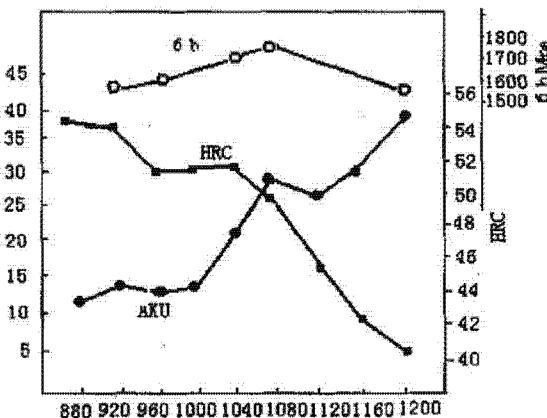
权利要求书1页 说明书7页 附图1页

(54) 发明名称

一种低合金高耐磨铸钢的制备方法

(57) 摘要

本发明涉及一种低合金高耐磨铸钢的制备方法，包含以下组分：C : 0.25~0.35wt.%；Si : 0.9~1.6wt.%；Mn : 0.3~1.8wt.%；Cr : 0.7~1.0wt.%；Mo : 0.15~0.3wt.%；Ti : 0.05~0.35wt.%；Nb : 0.01~0.05wt.%；V : 0.05~0.25wt.%；RE : 0.01~0.1wt.%；P、S ≤ 0.03wt.%，其余为Fe；将各组分熔融后铸造成型，再将处理后的铸件放入其中进行升温，当温度到达1050~1070℃时保温，保温完成后再将铸件放入240~245℃盐浴炉中进行保温，最后出炉空冷。本发明铸造和热处理工艺较简单易控制、成本低，制得的材料具有良好的强韧性配合。



1. 一种低合金高耐磨铸钢的制备方法,其特征在于:通过以下步骤制得:

1) 采用废钢、硅铁、锰铁、硅铁、钼铁、铬铁、钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅作为熔炼用原材料,按以下组分进行配料:

C :0. 25-0. 35 wt. %;

Si :0. 9-1. 6 wt. %;

Mn :0. 3-1. 8 wt. %;

Cr :0. 7-1. 0 wt. %;

Mo :0. 15-0. 3 wt. %;

Ti :0. 05-0. 35 wt. %;

Nb :0. 01-0. 05 wt. %;

V :0. 05-0. 25 wt. %;

RE :0. 01-0. 1 wt. %;

P、S ≤ 0. 03 wt. %

其余为 Fe 和不可避免的杂质;

2) 采用中频感应电炉熔炼,首先将普通废钢、铬铁混合加热熔化,进行炉前分析;

3) 依次将锰铁、硅铁、钼铁加入等待全部熔清后加入铬铁再进一步熔清,用铝丝脱氧处理,再将钢液冲入同时放置钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅的浇包;

4) 出炉温度控制在 1500 ~ 1560℃,然后浇注入铸造模具内成形,冷却后打箱取出铸件进行清砂处理;

5) 采用电阻加热热处理炉,将处理后的铸件放入其中进行升温,升温的速度 ≤ 280℃ / 小时,当温度到达 1050 ~ 1070℃ 时保温,保温 100-130min;

6) 保温完成后再将铸件放入 240 ~ 245℃ 盐浴炉中进行保温,保温 60-90min,最后出炉空冷。

## 一种低合金高耐磨铸钢的制备方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种在冲击作用下使用的耐磨铸钢制造技术,特别涉及一种低合金高耐磨铸钢的制备方法。

### 背景技术

[0002] 磨损是工业领域和日常生活中常见的现象,也是造成材料和能源损失的一个重要原因,这一古老而又复杂的问题一直是人们关注的焦点之一。磨损是材料主要失效形式之一,它所造成的经济损失是十分巨大的。如美国 80 年代公布的数字,每年由于磨损而造成的损失高达十亿美元,前苏联由于磨损造成的损失,每年达 120 亿卢布,联邦德国因摩擦磨损造成的损失每年超过 100 亿的西德马克。目前我国尚缺乏全面的统计,但各方面的报导表明,由于材料的耐磨性较差,我国大量基础零件的磨损寿命大幅度低于国外发达国家产品的水平,因此直接或间接经济损失是十分惊人的。仅在冶金、能源、矿山、建材等行业的不完全统计,以破碎物料为例。每年需要消耗磨球 120 万吨,衬板 40 万吨。折合人民币约七十多亿元。因此如何提高耐磨件的使用寿命。开发新型耐磨材料已成为国内外研究和生产部门急需解决的重大课题。目前,我国的矿山、煤矿、油田、电力等行业生产中,国外先进的矿用工程机械占有较大比例。据统计,每年需要从国外进口补充的耐磨备件就达 100 万吨,相当于 15-20 亿元。因此,研究新型耐磨材料,实现进口耐磨配件的国产化具有重要的社会和经济意义。

[0003] 由于摩擦磨损的复杂性,至今尚未找到一种理想的抗磨材料。目前国内外使用最的抗磨材料大体上分为如下三类:铸造高锰钢、合金耐磨钢、铸造白口铸铁等。

[0004] 高锰钢抗磨材料:高锰钢大致的成分范围为 0.9-1.2% Fe, 11-14% Mn, 0.3-1.0% Si, 已有百余年的发展历史,一直延用至今。铸造高锰钢水韧处理后组织为单相奥氏体,具有较低的强度和其它铸造材料无法比拟的高冲击韧度值。关于高锰钢的抗磨机理众说纷纭,主要有以下三种观点:(1) 冷作硬化作用。高锰钢在外力作用下发生强烈的冷作硬化,表面硬度急剧增加。(2) 应力诱发马氏体相变硬化。高锰钢在应力作用下。表层发生马氏体转变,形成马氏体,硬度由当初的 HB220 提高到 HB600。(3) 通过加入合金元素沉淀硬化热处理析出弥散分布的碳化物,提高其耐磨性。尽管在试验条件下,不至一次地发现了高锰钢表面在磨损后发生马氏体,但实际生产条件下很少有这样的结果。高锰钢如果加工硬化作用不能充分发挥,如在低应力状态下使用,耐磨性较低,甚至不如一般的碳钢或合金钢。目前人们研究改性的高锰钢,如超高锰合金钢,弥散硬化高锰钢,微合金化高锰钢等,力图提高高锰钢的屈服强度及耐磨性。

[0005] 除高锰之外,主要有低、中合金耐磨钢及高合金耐磨钢:加入的合金元素主要有硅、锰、铬、钼、钒、钨和镍等。这些合金元素的主要作用之一是提高淬透性及淬硬性,这类钢可以通过不同的热处理获得所需要的性能。目前国内外发展起来的耐磨合金,可分为 Cr-Mo 系、Cr-Mo-Si-Mn 系、Cr-Mo-V 系、Cr-Mo-W-V 系、Cr-Ni-Mo 系及 Cr-Mn-Si-Ni 系等,均属于中、高碳低合金钢及高合金钢系列。Cr-Mo 系钢和 Cr-Mo-Si-Mn 系钢多用于制造球磨机的衬

板、格子板、磨球以及挖掘机斗齿等, Cr-Mo-V 系钢及 Cr-Mo-W-V 系钢主要用于高温磨料磨损下工作的耐磨件, 如在电厂送煤设备中的螺旋喂煤器及水泥厂所用的料板、破碎设备颚板及其板锤等。Cr-Ni-Mo 系钢多用于制造挖掘机、装载机、电铲等铲齿等, 如近年来美国所生产的铲斗的铲齿, 有 90% 以上是用 Cr-Ni-Mo 钢或 Cr-Mo 钢的回火马氏体组织制造。中、高合金耐磨钢大多用于有腐蚀介质或流体冲刷工况的磨料磨损。合金耐磨钢有较高的硬度和耐磨性, 良好的韧性、破断抗力和对热处理的敏感性, 是目前抵抗中、低冲击应力下很有发展前途的抗磨材料, 但由于其合金含量较高, 加入较多的贵重元素, 成本很高, 一定程度限制了其使用。

[0006] 白口铸铁 :白口铸铁是当代最优异的耐磨材料之一。一般认为白口铸铁的发展经历了三代, 第一代是普通白口铸铁, 第二代是镍硬白口铸铁, 第三代是高铬白口铸铁。白口铸铁主要用于承受低应力擦伤磨损, 高应力碾研磨损和某些冲击负荷较小的凿削和冲刷磨损零件, 应用受到限制。

[0007] 自 Bain 发现钢中贝氏体以来, 国内外许多学者对贝氏体的形貌、相变机制及力学性能进行了大量的研究。钢中典型贝氏体的形貌及其力学行为已是众所周知, 认为贝氏体组织为铁素体和渗碳体的非层状的组合体。与淬火回火马氏体组织的力学性能相比, 普遍认为贝氏体组织具有以下特点 : (1) 碳化物分布在贝氏体铁素体片间组成的典型上贝氏体, 其综合性能, 尤其是韧性差, 在钢的热处理组织中应避免出现。 (2) 碳化物分布在贝氏体铁素体片内构成的典型下贝氏体, 在中高碳钢中, 其韧性优于回火马氏体, 因为中高碳马氏体中含有孪晶马氏体, 回火时, 在孪晶上优先析出碳化物, 有利于显微裂纹的传播, 裂纹沿孪晶界扩展, 而下贝氏体中碳化物分布比较均匀, 铁素体片有利于裂纹尖端的应力松弛, 从而阻碍裂纹扩展。 (3) 并不是所有典型下贝氏体的力学性能都具有优越性。许多研究表明。在低碳钢中, 相同屈服强度条件下, 低碳回火板条马氏体的韧性优于下贝氏体。Huang. Thomas 认为, 低碳下贝氏体的板条比马氏体中的板条粗大, 板条相互间以小角度排列成束, 故解理裂纹易从一个板条穿过另一个板条。此外, 由于低碳下贝氏体中碳化物尺寸较大, 并沿面析出, 易造成位错塞积, 形成较大应力集中, 裂纹形核机会较多。因此, 低碳回火板条马氏体的韧性优于低碳下贝氏体。

[0008] 贝氏体钢是指在使用状态下组织为贝氏体的钢种, 而这种组织是通过空冷获得的。一般贝氏体钢最初多是低碳的, 由于其高的淬透性, 优异的工艺性能, 特别是淬火变形小, 焊接性能良好, 还可将热处理和热成型两道工序相结合, 大大缩短了工艺流程, 使得贝氏体钢得到较快发展。

[0009] 现有技术研究情况, 国内专利 CN101117686A 公开了一种马贝耐磨钢, 其组成和重量的百分比如下 :C :0.25 ~ 0.55, Si :0.3 ~ 1.2, Mn :1.5 ~ 3.0, Cr :0.8 ~ 2.5, Mo :1.5 ~ 3.0, Ni :0.3 ~ 1.0, P、S ≤ 0.06, 其余为 Fe 和不可避免的杂质。使得其材质所浇注的铸件在铸态空冷下就能够得到硬度较高的马氏体组织和综合性能较好的贝氏体组织, 但是该材质不适合在高冲击重载荷工况下使用。

[0010] 国内专利 CN101186960A 公开了一种使用炉卷轧机生产耐磨钢的生产方法及其制造的钢板, 选用成分百分比为 :C ≤ 0.30, Mn ≤ 2.5, P ≤ 0.015, S ≤ 0.005, Si ≤ 2.2, 添加适量的 Cr、Mo、Nb 和 V 等合金的连铸坯; 采用温装温送; 中等厚度钢板在炉卷轧机上平轧, 采用 TMCP + 离线回火工艺; 薄规格钢板采用卷轧 + 控冷 + 离线回火工艺; 通过控制粗轧阶

段的动态再结晶和亚动态再结晶、控制精轧阶段应变累积和驰豫过程、控制冷却速率在产生下贝氏体范围内、控制终冷温度在下贝氏体形成温度与马氏体形成温度之间、采用离线低温回火≤350℃，实现组织的均匀、细化和强化，使钢板具有高强度、高韧性、耐磨综合性能。然而，该生产方法的工艺复杂并且不易控制，生产成本高。

## 发明内容

[0011] 本发明的目的在于提供一种成本较低，工艺易控制，具有良好的韧性和硬度匹配的低合金高耐磨铸钢的制备方法。

[0012] 为了达到以上目的，本发明是采取如下技术方案予以实现的：

一种低合金高耐磨铸钢，包含以下组分：

C :0. 25-0. 35 wt. %；

Si :0. 9-1. 6 wt. %；

Mn :0. 3-1. 8 wt. %；

Cr :0. 7-1. 0 wt. %；

Mo :0. 15-0. 3 wt. %；

Ti :0. 05-0. 35 wt. %；

Nb :0. 01-0. 05 wt. %；

V :0. 05-0. 25 wt. %；

RE :0. 01-0. 1 wt. %；

P、S ≤ 0. 03 wt. %

其余为 Fe 和不可避免的杂质；

一种低合金高耐磨铸钢的制备方法，其特征在于，包括以下步骤：

1) 采用废钢、硅铁、锰铁、硅铁、钼铁、铬铁、钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅作为熔炼用原材料，按以下组分进行配料：C :0. 25-0. 35 wt. %；

Si :0. 9-1. 6 wt. %；

Mn :0. 3-1. 8 wt. %；

Cr :0. 7-1. 0 wt. %；

Mo :0. 15-0. 3 wt. %；

Ti :0. 05-0. 35 wt. %；

Nb :0. 01-0. 05 wt. %；

V :0. 05-0. 25 wt. %；

RE :0. 01-0. 1 wt. %；

P、S ≤ 0. 03 wt. %

其余为 Fe 和不可避免的杂质；

2) 采用中频感应电炉熔炼，首先将普通废钢、铬铁混合加热熔化，进行炉前分析；

3) 依次将锰铁、硅铁、钼铁加入等待全部熔清后加入铬铁再进一步熔清，用铝丝脱氧处理，再将钢液冲入同时放置钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅的浇包；

4) 出炉温度控制在 1500 ~ 1560℃，然后浇注入铸造模具内成形，冷却后打箱取出铸件进行清砂处理；

5) 采用电阻加热热处理炉, 将处理后的铸件放入其中进行升温, 升温的速度 $\leq 280^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ , 当温度到达 $1050 \sim 1070^{\circ}\text{C}$ 时保温, 保温 $100 \sim 130\text{min}$ ;

6) 保温完成后再将铸件放入 $240 \sim 245^{\circ}\text{C}$ 盐浴炉中进行保温, 保温 $60 \sim 90\text{min}$ , 最后出炉空冷, 即可获得低合金高耐磨铸钢。

[0013] 本发明采用了选用的组分, 并且对实验参数也进行了进一步优选, 图1是试验材料在不同奥氏体化温度、 $245^{\circ}\text{C}$ 回火后的力学性能。可以看出, 随着奥氏体化温度的升高, 材料的硬度值逐渐降低, 而冲击韧度逐渐提高, 抗拉强度先升后降,  $1050 \sim 1070^{\circ}\text{C}$ 时抗拉强度有极大值。对其进行分析, 这是由于不同正火工艺处理后, 材料力学性能变化的原因是由于随着奥氏体化温度的提高和保温时间的延长, 试验材料的铸造组织偏析程度降低, 组织均匀化程度提高, 这有利于提高钢的综合力学性能, 但是, 奥氏体化温度过高和保温时间过长时, 台金元素固溶度增加, 提高了基体中合金元素的含量, 使奥氏体稳定性提高, 冷却后组织中的残余奥氏体量增加, 导致抗拉强度和硬度下降, 冲击韧度增加。在 $1050 \sim 1070^{\circ}\text{C}$ 正火处理后, 材料具有较好的强韧性配合, 因此可以认为本材料的最佳奥氏体化温度是 $1050 \sim 1070^{\circ}\text{C}$ 。同样地, 图2是试验材料在 $1060^{\circ}\text{C}$ 正火 $110\text{min}$ 后, 不同回火温度后的力学性能。可以看出, 随回火温度的提高, 硬度逐渐降低;  $400^{\circ}\text{C}$ 以下回火抗拉强度变化不大, 超过 $400^{\circ}\text{C}$ 回火, 抗拉强度迅速降低;  $240^{\circ}\text{C} \sim 245^{\circ}\text{C}$ 回火后, 冲击韧度有极大值, 在 $450^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$ 左右达到最低值, 出现回火脆性, 超过 $650^{\circ}\text{C}$ 随回火温度的提高回火冲击韧度大幅升高。对其进行分析, 这与贝氏体铁素体碳量变化及残余奥氏体的分解有关, 是这两个因素综合作用的结果。贝氏体铁素体是碳的过饱和固溶体, 回火过程伴随着贝氏体铁索体固溶碳量的降低, 造成硬度和抗拉强度的下降, 因此, 硬度和抗拉强度变化的总趋势是随着回火温度的升高而下降。残余奥氏体的分解是个复杂的过程, 随回火温度升高, 残余奥氏体的热稳定性(不同回火温度分解的难易程度)因回火温度不同而异,  $300^{\circ}\text{C}$ 以下回火, 新型贝氏体组织中的残余奥氏体稳定性提高, 低温回火可以提高钢的韧性; 另外, 钢在低温回火时, 残余应力的消除也有利于提高钢的冲击韧度。当回火温度超过 $350^{\circ}\text{C}$ , 新型贝氏体中的残余奥氏体逐渐分解, 析出脆性渗碳体, 导致钢的冲击韧度值降低。回火温度高于 $550^{\circ}\text{C}$ 后, 渗碳体开始聚集和球化, 铁素体有回复和再结晶的趋势, 钢的韧性开始回升。综合来说, 奥氏体化温度在 $1050 \sim 1070^{\circ}\text{C}$ 范围内, 保温 $100 \sim 130$ 分钟, 再在 $240 \sim 245^{\circ}\text{C}$ 保温 $60 \sim 90$ 分钟, 试验材料具有较好的强韧性配合。

[0014] 本发明的有益效果在于, 最后测得的材料力学性能方面, 抗拉强度 $\delta_b \geq 1600\text{MPa}$ 、硬度 HRC  $\geq 48$ 、冲击韧度 $A_{ku} \geq 26.5\text{ J}$ , 因此该材料具有良好的强韧性配合。并具有成分简单, 简化工艺、铸造和热处理工艺较简单易控制、降低成本的优点。

## 附图说明

[0015] 图1为不同奥氏体化温度对力学性能的影响的实验结果图示;

图2为不同回火温度对力学性能的影响的实验结果图示。

## 具体实施方式

[0016] 以下实施例详细说明了本发明。本发明所使用的各种原料及各项设备均为常规市售产品, 均能够通过市场购买直接获得。

## [0017] 实施例 1

1) 采用废钢、硅铁、锰铁、硅铁、钼铁、铬铁、钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅作为熔炼用原材料,按以下组分进行配料 :C :0.25 wt.% ;

Si :0.9 wt.% ;

Mn :0.3 wt.% ;

Cr :0.7 wt.% ;

Mo :0.15 wt.% ;

Ti :0.05 wt.% ;

Nb :0.01 wt.% ;

V :0.05 wt.% ;

RE :0.01 wt.% ;

P,S ≤ 0.01 wt.%

其余为 Fe 和不可避免的杂质 ;

2) 采用中频感应电炉熔炼,首先将普通废钢、铬铁混合加热熔化,进行炉前分析 ;

3) 依次将锰铁、硅铁、钼铁加入等待全部熔清后加入铬铁再进一步熔清,用铝丝脱氧处理,再将钢液冲入同时放置钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅的浇包 ;

4) 出炉温度控制在 1500℃左右,然后浇注入铸造模具内成形,冷却后打箱取出铸件进行清砂处理 ;

5) 采用电阻加热热处理炉,将处理后的铸件放入其中进行升温,升温的速度 230℃ / 小时,当温度到达 1050℃时保温,保温 100min ;

6) 保温完成后再将铸件放入 240℃左右的盐浴炉中进行保温,保温 60min,最后出炉空冷,即可获得低合金高耐磨铸钢。

[0018] 拉伸试样进行线切割和机械加工,得到直径为 8mm 的标准短拉伸试样,冲击韧度试验试样尺寸为 55mm×10mm×10mm 的标准 u 型缺口试样。用 CMT5105A 型万能材料试验机进行拉伸性能测试;用 JB-30/15 型冲击试验机测试材料的冲击韧度,用 HR150 型洛氏硬度计测试材料的硬度,最后测得的材料力学性能分别为:抗拉强度  $\delta_b$  1637MPa、硬度 HRC 48.1、冲击韧度  $A_{ku}$  27.2 J。

## [0019] 实施例 2

1) 采用废钢、硅铁、锰铁、硅铁、钼铁、铬铁、钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅作为熔炼用原材料,按以下组分进行配料 :C :0.3 wt.% ;

Si :1.2 wt.% ;

Mn :1.0 wt.% ;

Cr :0.85 wt.% ;

Mo :0.2 wt.% ;

Ti :0.25 wt.% ;

Nb :0.03 wt.% ;

V :0.15 wt.% ;

RE :0.06 wt.% ;

P,S ≤ 0.02 wt.%

其余为 Fe 和不可避免的杂质；

2) 采用中频感应电炉熔炼，首先将普通废钢、铬铁混合加热熔化，进行炉前分析；

3) 依次将锰铁、硅铁、钼铁加入等待全部熔清后加入铬铁再进一步熔清，用铝丝脱氧处理，再将钢液冲入同时放置钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅的浇包；

4) 出炉温度控制在 1520℃左右，然后浇注入铸造模具内成形，冷却后打箱取出铸件进行清砂处理；

5) 采用电阻加热热处理炉，将处理后的铸件放入其中进行升温，升温的速度为 250℃ / 小时，当温度到达 1060℃时保温，保温 120min；

6) 保温完成后再将铸件放入 245℃左右的盐浴炉中进行保温，保温 70min，最后出炉空冷，即可获得低合金高耐磨铸钢。

[0020] 拉伸试样进行线切割和机械加工，得到直径为 8mm 的标准短拉伸试样，冲击韧度试验试样尺寸为 55mm×10mm×10mm 的标准 u 型缺口试样。用 CMT5105A 型万能材料试验机进行拉伸性能测试；用 JB-30/15 型冲击试验机测试材料的冲击韧度，用 HR150 型洛氏硬度计测试材料的硬度，最后测得的材料力学性能分别为：抗拉强度  $\delta_b$  1673MPa、硬度 HRC 48.9、冲击韧度  $A_{ku}$  27.9 J。

#### [0021] 实施例 3

1) 采用废钢、硅铁、锰铁、硅铁、钼铁、铬铁、钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅作为熔炼用原材料，按以下组分进行配料：C :0.35 wt.%；

Si :1.6 wt.%；

Mn :1.8 wt.%；

Cr :1.0 wt.%；

Mo :0.3 wt.%；

Ti :0.35 wt.%；

Nb :0.05 wt.%；

V :0.25 wt.%；

RE :0.1 wt.%；

P、S ≤ 0.03 wt.%

其余为 Fe 和不可避免的杂质；

2) 采用中频感应电炉熔炼，首先将普通废钢、铬铁混合加热熔化，进行炉前分析；

3) 依次将锰铁、硅铁、钼铁加入等待全部熔清后加入铬铁再进一步熔清，用铝丝脱氧处理，再将钢液冲入同时放置钛铁、钒铁、铌铁、稀土硅的浇包；

4) 出炉温度控制在 1560℃左右，然后浇注入铸造模具内成形，冷却后打箱取出铸件进行清砂处理；

5) 采用电阻加热热处理炉，将处理后的铸件放入其中进行升温，升温的速度 275℃ / 小时，当温度到达 1070℃时保温，保温 130min；

6) 保温完成后再将铸件放入 245℃左右的盐浴炉中进行保温，保温 90min，最后出炉空冷，即可获得低合金高耐磨铸钢。

[0022] 拉伸试样进行线切割和机械加工，得到直径为 8mm 的标准短拉伸试样，冲击韧度试验试样尺寸为 55mm×10mm×10mm 的标准 u 型缺口试样。用 CMT5105A 型万能材料试验

机进行拉伸性能测试；用 JB-30/15 型冲击试验机测试材料的冲击韧度，用 HR150 型洛氏硬度计测试材料的硬度，最后测得的材料力学性能分别为：抗拉强度  $\delta_b$  1669MPa、硬度 HRC 49.1、冲击韧度  $A_{ku}$  27.1 J。

[0023] 上述描述仅作为本发明可实施的技术方案提出，不作为对其技术方案本身的单一限制条件。

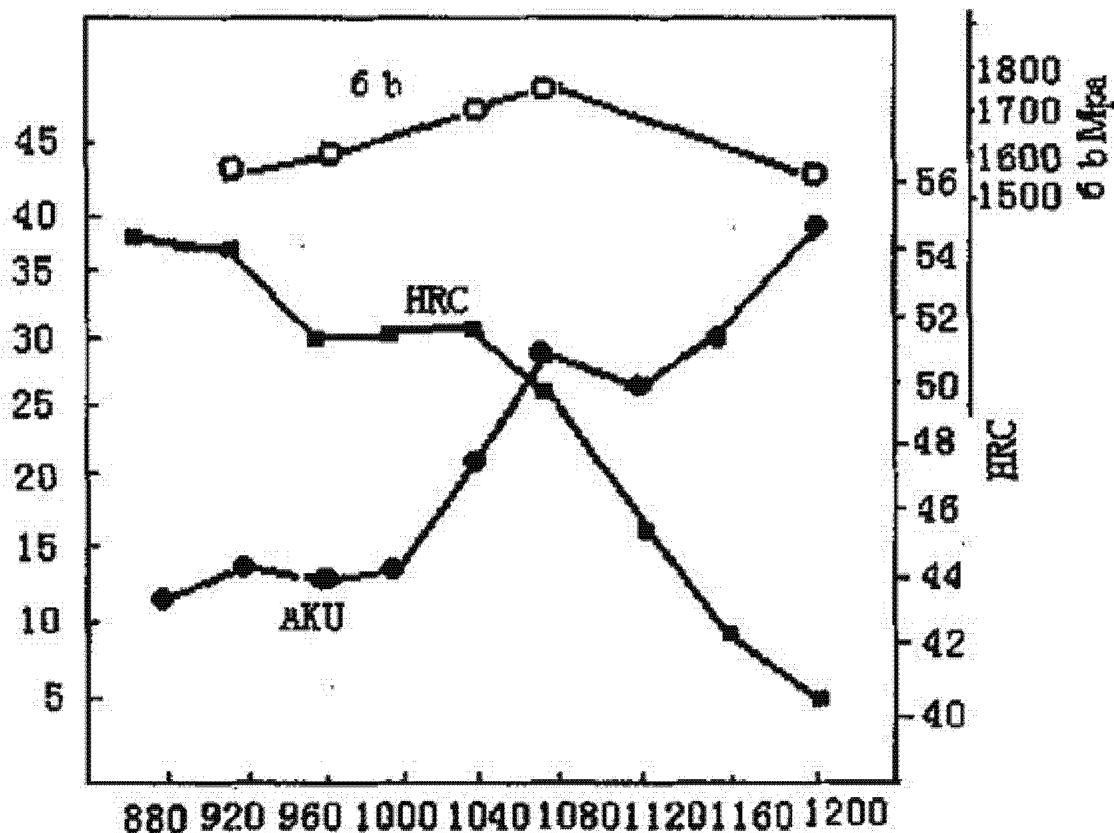


图 1

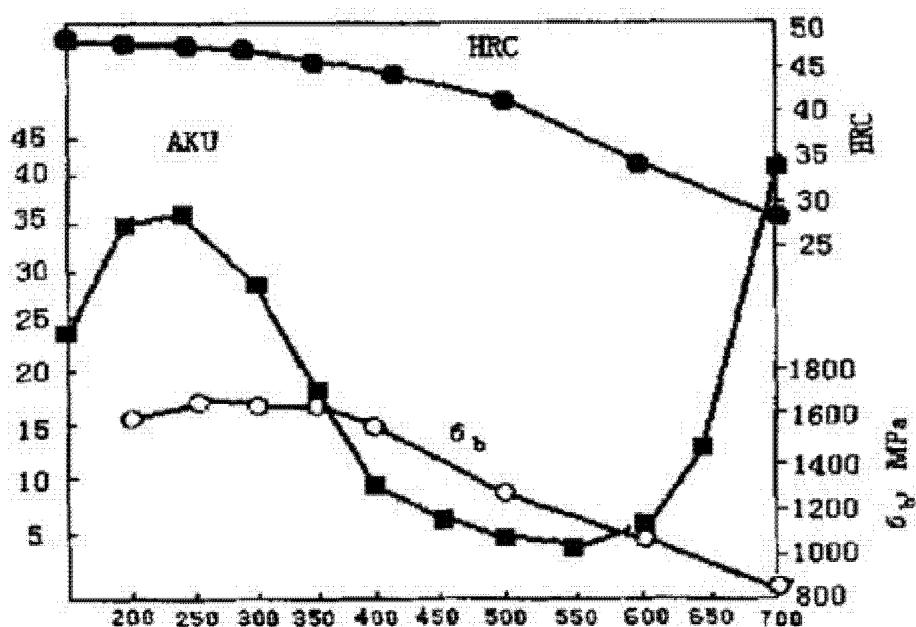


图 2