



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101018879 B

(45) 授权公告日 2011.04.06

(21) 申请号 200680000796.4

(22) 申请日 2006.06.27

(30) 优先权数据

0501489-9 2005.06.27 SE

(85) PCT申请进入国家阶段日

2007.03.09

(86) PCT申请的申请数据

PCT/SE2006/000785 2006.06.27

(87) PCT申请的公布数据

WO2007/001226 EN 2007.01.04

(73) 专利权人 山特维克知识产权股份有限公司

地址 瑞典桑德维肯

(72) 发明人 亚历山大·库索夫斯基

苏珊娜·诺格伦

(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限

责任公司 11219

代理人 梁晓广 陆锦华

(51) Int. Cl.

G22C 29/08 (2006.01)

G22C 29/02 (2006.01)

(56) 对比文件

CN 1572415 A, 2005.02.02, 全文.

EP 0603143 A2, 1994.06.22, 全文.

CN 1445037 A, 2003.10.01, 全文.

CN 1203637 A, 1998.12.30, 全文.

WO 03/104507 A1, 2003.12.18, 全文.

EP 0937781 A1, 1999.08.25, 全文.

审查员 高峰

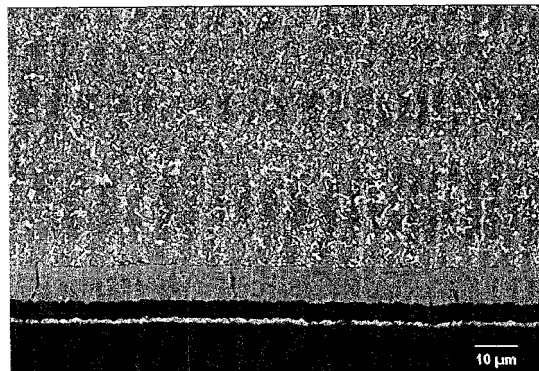
权利要求书 2 页 说明书 5 页 附图 3 页

(54) 发明名称

包括硬质合金基体和涂层的涂覆切削工具刀片及其制造方法

(57) 摘要

本发明涉及用于车削的切削工具刀片，其包括硬质合金基体和涂层。硬质合金基体包括 WC、粘结相和含有立方晶系碳化物相的钒，具有基本上不含立方晶系碳化物相的粘结相富集的表面区域。含有钒的立方晶系相的热性质给予刀片优良的抗热裂化性。



1. 包括硬质合金基体和涂层的涂覆切削工具刀片,所述硬质合金基体包括 WC、粘结相和立方晶系相,且具有不含立方晶系相的粘结相富集的表面区域,其特征在于,所述硬质合金基体包含 3-20wt% 钴、1-15wt% 钒、< 1wt% 钛,除钒和钛外其它来自 4a 和 / 或 5a 族的立方晶系相形成元素,使得加入的来自 4a 和 / 或 5a 族的元素总量为 1-15wt%,以及 70-92wt% WC,其具有大于 1.5 μm 的烧结平均 WC 粒径。

2. 根据权利要求 1 的涂覆切削工具刀片,其特征在于,所述硬质合金基体包含 4-15wt% 钴。

3. 根据权利要求 2 的涂覆层切削工具刀片,其特征在于,所述硬质合金基体包含 5-13wt% 钴。

4. 根据权利要求 1-3 中的任何一个所述的涂覆切削工具刀片,其特征在于,所述硬质合金基体包含 2-8wt% 钒。

5. 根据权利要求 1-3 中的任何一个所述的涂覆切削工具刀片,其特征在于,钒和其它加入的来自 4a 和 5a 族的立方晶系碳化物形成剂的总量为 2-10wt%。

6. 根据权利要求 1-3 中的任何一个所述的涂覆切削工具刀片,其特征在于,所述硬质合金基体包含 75-90wt% WC。

7. 根据权利要求 1-3 中的任何一个所述的涂覆切削工具刀片,其特征在于,所述硬质合金基体包含 < 4wt% 的铌和 < 10wt% 的钽。

8. 根据权利要求 1-3 中的任何一个所述的涂覆切削工具刀片,其特征在于,所述硬质合金基体包含 4-15wt% 钴,0.2-10wt% 钒,0.2-6wt% 钽以及 70-95wt% 的余量 WC,加入的钒、钽、铌、钨的总量为 2-10wt%。

9. 根据权利要求 1-3 中的任何一个所述的涂覆切削工具,其特征在于,所述粘结相富集的表面区域的深度小于 50 μm 。

10. 根据权利要求 1-3 中的任何一个所述的涂覆切削工具,其特征在于,按照 0.78-0.95 的 CW 比来合金化所述粘结相。

11. 根据权利要求 7 所述的涂覆切削工具,其特征在于,所述硬质合金基体包括 0.2-3wt% 的铌。

12. 根据权利要求 7 所述的涂覆切削工具,其特征在于,所述硬质合金基体包括 1-8wt% 的钽。

13. 根据权利要求 9 所述的涂覆切削工具,其特征在于,所述粘结相富集的表面区域的深度为 10-35 μm 。

14. 根据权利要求 10 所述的涂覆切削工具,其特征在于,按照 0.80-0.92 的 CW 比来合金化所述粘结相。

15. 制造包括硬质合金基体和涂层的涂覆切削工具刀片的方法,所述硬质合金基体包括 WC、粘结相和立方晶系相,具有不含立方晶系相的粘结相富集的表面区域,其特征在于:

- 提供具有如下组成的粉末混合物:包括 3-20wt% 钴,70-92wt% WC,1-15wt% 的作为碳化物、氮化物或碳氮化物的钒,和 < 1wt% 的作为碳化物的钛,以及除钒和钛以外其它来自 4a 和 / 或 5a 族的立方晶系相形成元素,使得加入的来自 4a 和 / 或 5a 族的元素总量为 1-15wt%,

- 压制所述粉末混合物至要求的形状和尺寸的坯体,

- 在氮气,部分地在氮气或真空或惰性气氛中烧结所述坯体,以形成具有粘结相富集的表面区域和期望的 CW 比的切削工具刀片,以及

- 向坯体提供常规耐磨涂层。

16. 根据权利要求 15 所述的方法,其特征在于,所述方法还包括在提供常规耐磨涂层后进行常规后处理,包括刷拂和喷砂。

包括硬质合金基体和涂层的涂覆切削工具刀片及其制造方法

[0001] 本发明涉及具有粘结相富集的表面区域,即所谓梯度区域的硬质合金。梯度区域基本上没有立方晶系碳化物或碳氮化物。使用钒作为梯度形成剂会形成有关抗热裂化性的独特性质。

[0002] 具有粘结相富集的表面区域的涂覆硬质合金刀片如今已广泛应用于钢和不锈钢材料的加工。由于粘结相富集的表面区域,切削工具材料的应用领域得到了扩展。

[0003] 含有 WC、包括至少一种碳化物或碳氮化物(这里称为“立方晶系相”)的立方晶系相和粘结相的、具有粘结相富集的表面区域的硬质合金的制造方法或工艺,属于被称为梯度烧结的技术范畴内,并已被若干专利和专利申请公开。根据美国专利 US 4,277,283 和 US 4,610,931,使用含有添加剂的氮且烧结在真空中进行;而根据美国专利 US4,548,786,氮以气相加入。在这两种情况中,得到了基本上不含立方晶系相的粘结相富集的表面区域。美国专利 US 4,830,930 记载了一种通过烧结之后脱碳得到的粘结相富集,其中也含有立方晶系相。

[0004] 在美国专利 US 4,649,084 中,氮气被用于与烧结相结合,以便简化工序并提高随后沉积的氧化物涂层的粘附度。在欧洲专利 EP 569696 中,在存在 Hf 和 / 或 Zr 的情况下得到粘结相富集区域。在欧洲专利 EP737756 中,在硬质合金中存在 Ti 的情况下获得相同的效果。通过这些专利表明,可以使用 4A(Ti、Zr、Hf) 的立方晶系碳化物形成剂来获得粘结剂富集的表面区域。

[0005] EP-A-603143 公开了具有粘结相富集的表面区域的硬质合金,所述硬质合金含有 WC 和粘结相中的立方晶系相,其中粘结相富集的表面区域具有基本上不含立方晶系相的外侧部分和含有立方晶系相的内侧部分以及层积的粘结相层。粘结相的含量为 2-10wt%。立方晶系相可以含有变化量的钛、钽、铌、钒、钨和 / 或钼。粘结相富集的表面区域以及在其下直到 300 μ m 厚的区域不含石墨。但是,在其内部含有 C04-C08 的 C 孔隙度。

[0006] 从断裂力学的观点上来看,表面区域中的粘接金属富集是指硬质合金吸收形变并阻止增长的裂缝扩散的能力。以这种方法,与具有基本相同的成分但为均质结构的材料相比,通过允许更大的形变或防止裂缝的增长,得到了抗断裂能力提高的材料。由此,切削材料显示出更好的韧性。但结果,当切削操作包括切削刀的热循环,例如带有冷却剂的断续切削时,具有粘结相富集的表面区域的切削刀片的抗磨损性能降低了。这种磨损类型包括涂层的裂缝以及随后的硬质合金主体表面区域的裂缝,这导致涂层的那些部分以及在一定程度上表面区域的部分被“拔出(pulled out)”,在前刀面(rake face)以及在切削刀片的刃部线上产生不均匀的和迅速的磨损。

[0007] 本发明的一个目的是提供具有粘结相富集的表面区域的硬质合金刀片,所述表面区域结合了高韧性和高抗形变性以及增强的抗热裂化性。

[0008] 令人惊讶地发现,如果使用 5A 族的 V 作为梯度形成剂并且 Ti 的含量较低或为 0,则可以得到具有粘结相富集的表面区域的硬质合金刀片,所述表面区域结合了高韧性和高抗形变性以及增强的抗热裂化性。

[0009] 图 1 和图 2 以 500 倍的放大率显示了根据本发明涂覆刀片的粘结相富集的表面区域的结构。

[0010] 图 3 和图 4 以 40 倍的放大率显示了车削试验之后, 根据本发明的涂覆刀片 A 和 B, 以及根据现有技术的涂覆刀片 C 和 D 的切削刃的外观。白色区域显示了由于热裂化, 涂层碎裂的部位。

[0011] 本发明涉及用于车削操作的硬质合金, 由基于碳化钨 WC 的第一相, 基于 Co 和 / 或 Ni 的金属粘结相以及最后的至少一个附加的立方晶系相组成, 所述碳化钨 WC 具有大于 $1.5\mu\text{m}$, 优选小于 $3\mu\text{m}$ 的平均粒径, 所述立方晶系相包含至少一种含有钒的碳氮化物固溶体。硬质合金具有 $< 50\mu\text{m}$, 优选 $10\text{--}35\mu\text{m}$ 厚的基本上不含立方晶系相的粘结相富集的表面区域。粘结相富集的表面区域的粘结相含量最多为通常的粘结相含量的 1.2-3 倍。在硬质合金的中心部分以及在梯度区域的接近表面处, WC 具有大于 $1.5\mu\text{m}$ 的平均粒径。硬质合金的组成为 3-20wt% Co, 优选 4-15wt% Co, 最优选 5-13wt% Co, 以及 1-15wt% V 且优选 2-8wt% V。除 Ti 以外, 可以加入其它来自 4a 和 / 或 5a 族的的可溶于立方晶系相的立方晶系碳化物形成元素, 优选 $< 4\text{wt}\%$ Nb, 最优选 0.2-3wt% Nb, 和优选 $< 10\text{wt}\%$ Ta, 最优选 1-8wt% Ta, 以及余量的 70-92wt% WC, 优选 75-90wt% WC, 且其在微观结构中不存在游离石墨。Ti 只能以微量, $< 1\text{wt}\%$, 优选 $< 0.5\text{wt}\%$, 最优选为工艺杂质的程度或 0wt% 存在。V 和除 W 之外其它可溶于立方晶系相的元素合计为 1-15wt%, 优选 2-10wt%。Ti 的含量与 V 的含量的重量比应该小于 0.5, 优选小于 0.2。

[0012] 钴粘结相与一定量的 W 合金化, 给予硬质合金切削刀片期望的性质。粘结相中的 W 影响钴的磁性, 由此与特征值 CW 比相关, 其定义为:

[0013] $\text{CW 比} = \text{磁性 \% Co} / \text{wt \% Co}$

[0014] 其中磁性 % Co 为磁性 Co 的重量百分比, wt % Co 为钴在硬质合金中的重量百分比。

[0015] 取决于合金化程度, CW 比在 1 和约 0.75 之间变化。较低的 CW 比对应较高的 W 含量, CW 比 = 1 实际上相应于粘结相中不含 W。

[0016] 根据本发明, 如果硬质合金具有 0.78-0.95, 优选 0.80-0.92, 最优选 0.82-0.88 的 CW 比, 则可获得提高的切削性能。硬质合金可含有少量的, < 2 体积%的 η 相 (M_6C), 但无任何不利影响。

[0017] 根据本发明的硬质合金刀片优选通过 CVD、MTCVD 或 PVD 工艺或 CVD 和 MTCVD 的结合来涂覆薄的耐磨涂层。优选地, 沉积优选为钛的碳化物、氮化物和 / 或碳氮化物的最内部涂层, 随后的层由优选为钛、锆和 / 或钪的碳化物、氮化物和 / 或碳氮化物, 和 / 或铝和 / 或锆的氧化物组成。

[0018] 本发明也涉及由硬质合金基体和涂层组成的、具有基本上不含立方晶系相的粘结相富集的表面区域的涂覆切削工具刀片的制造方法, 所述基体包括 WC、粘结相和包括含有至少一种钒的碳化物或碳氮化物的立方晶系相, 通过粉末冶金法进行, 包括形成硬质组分和粘结相的粉末混合物的研磨、干燥、压制和烧结。烧结在氮气气氛中, 部分地在氮气、真空或惰性气氛中进行, 以得到期望的粘结相富集。V 以 VC 或 (V, M)C 或 (V, M) (C, N) 或 (V, M, M) (C, N) 加入, 其中 M 为可溶于立方晶系相的任何金属元素。

[0019] 更具体地说, 所述方法包括以下步骤:

[0020] - 提供具有如下组成的粉末混合物, 包括 3-20wt% 钴, 70-92wt% WC, 1-15wt% 的作为碳化物、氮化物或碳氮化物的钒, 和 < 1wt% 的作为碳化物的钛, 以及除钒和钛以外其它来自 4a 和 / 或 5a 族的立方晶系碳化物形成元素, 使得加入的来自 4a 和 / 或 5a 族的元素总量为 1-15wt%,

[0021] - 压制所述粉末混合物至要求的形状和尺寸的坯体,

[0022] - 在氮气, 部分地在氮气或真空或惰性气氛中烧结所述坯体, 以形成具有期望的粘结相富集的表面区域和期望的 CW 比的基体,

[0023] 边缘圆化 (edgerounding) 至 35-70 μm , 并用常规方法清洁, 以及

[0024] - 向坯体提供常规耐磨涂层, 并进行可能的常规后处理, 例如刷拂和喷砂。

[0025] 本发明也涉及根据本发明的刀片在正常情况下且特别是断续切削时用于钢的车削的应用。根据本发明的刀片用于加工工件, 例如在 ISO-P 的范围内的钢和在 ISO-M 的范围内的不锈钢, 优选钢在 P35 的范围内。在 2-4mm 的切削深度和 0.2-0.6mm/ 转的进给下, 切削速度应该 < 300m/min, 最优选 190-240m/min。

[0026] 实施例 1

[0027] 以如下方法制造根据本发明的两种合金 A) 和 B) :

[0028] A) 用表 1 中给出的原料 1、2、4 和 7 制造具有如下组成的粉末: 10wt% Co、3.6wt% 以 (V, W)C 加入的 V、5.6wt% 以 TaC 加入的 Ta 以及具有 1.6 μm 烧结粒径的余量 WC。测得的 CW 比为 0.85。压制并烧结 CNMG 120408-PM 类型的刀片。烧结使用 $P_{N_2} = 250$ 毫巴及最多 $T = 1380^\circ\text{C}$ 来进行, 以便氮化合金。在 40 毫巴 Ar 的惰性气氛中, 从 $T = 1380^\circ\text{C}$ 至最多 $T = 1450^\circ\text{C}$ 的烧结温度下进行烧结。

[0029] 表 1 原料。

[0030]	原料, No:	原料	供应商	粒径, FSSS, μm
	1	VC	H. C. Starck	1.2-1.8
	2	WC	Sandvik	16-18
	3	TiC	H. C. Starck	1.2-1.8
	4	Co	OMG, Extra fine granulated (超细粒状)	1.3-1.6
	5	Ti(C,N)	H. C. Starck	1.3-1.6
	6	(V,W)C	H. C. Starck	1.5
	7	TaC	H. C. Starck	1.5
	8	NbC	H. C. Starck	1.5

[0031] 切削刀片的结构包括间隙 (clearance) 和前刀面之下的 25 μm 厚的粘结相富集的表面区域, 和靠近表面刃部分的显著降低的梯度厚度, 参见图 1。

[0032] 刀片被边缘圆化至 50 μm , 并用常规方法清洁, 并涂覆 < 1 μm 的 TiN 薄层, 随后涂覆 9 μm 厚的 Ti(C, N) 层和 7 μm 厚的根据专利 US5, 654, 035 的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层。在 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层的上面沉积 1 μm 厚的 TiN 层。最后刀片用氧化铝磨粒在其前刀面上进行湿喷以除去顶层的 TiN 层。

[0033] B) 用表 1 中给出的原料 2、4、6、7、8 制造具有如下组成的粉末 :5.48wt % Co、2.7wt % 以 (V, W)C 加入的 V、3.3wt % 以 TaC 加入的 Ta、2.06wt % Nb 和具有 2.1 μm 烧结粒径的余量 WC。测得的 C/W 比为 0.83。

[0034] 压制并烧结 CNMG 120408-PM 类型的刀片。使用 $P_{\text{N}_2} = 900$ 毫巴及最多 $T = 1380^\circ\text{C}$ 来进行烧结,以便氮化合金。在 40 毫巴 Ar 的惰性气氛中,从 $T = 1380^\circ\text{C}$ 至最多 $T = 1450^\circ\text{C}$ 的烧结温度下进行烧结。如同 A 中的刀片那样,刀片具有 25 μm 厚的基本上不含立方晶系相的粘结剂富集的表面区域。

[0035] 刀片如同在 A 中那样被边缘圆化、清洁、涂覆并湿喷。

[0036] C) 可商业获得的具有如下组成的 CNMG 120408-PM 类型的切削刀片在切削试验中作为参照同合金 B 相比较 :

[0037] 组成 :Co = 5.48wt %, Ta = 3.3wt %, Nb = 2.06wt %, Ti = 2.04wt % 和具有 2.1 μm 粒径的余量 WC。Co 富集的表面区域为 20 μm 。测得的 CW 比为 0.84。如同在合金 A 中那样,刀片被涂覆并湿喷。

[0038] D) 可商业获得的具有如下组成的 CNMG 120408-PM 类型的切削刀片在切削试验中作为参照同合金 B 相比较 :

[0039] 组成 :Co = 10wt %, Ta = 5.6wt %, Ti = 2.36wt % 以及具有 1.6 μm 粒径的余量 WC。测得的 CW 比为 0.84。Co 富集的表面区域为 20 μm 。如同在合金 A 中那样涂覆并湿喷。

[0040] 实施例 2

[0041] 在将 100 $\times$ 100mm 的方材车削至直径为 60mm 的带有冷却剂的纵向车削中,测试 B 和 C 中的刀片并比较热裂化。

[0042] 材料 :SS1672

[0043] 切削数据 :

[0044] 切削速度 = 200m/min

[0045] 切削深度 = 3.0mm

[0046] 进给 = 0.30mm/ 转

[0047] 图 3 以 40 倍的放大率显示了车削 2 分钟之后刀片切削刃的外观。白色区域显示了由于热裂化,涂层碎裂的部位。显然刀片 B 比刀片 C 具有好得多的抗热裂化性。

[0048] 实施例 3

[0049] 在如实施例 2 的相同的切削操作中,只是采用不同的切削数据,测试 A 和 D 的刀片并比较热裂化 :

[0050] 切削速度 = 220m/min

[0051] 切削深度 = 2.0mm

[0052] 进给 = 0.30mm/ 转

[0053] 图 4 以 40 倍的放大率显示了车削 2 分钟之后刀片切削刃的外观。白色区域显示了由于热裂化,涂层碎裂的部位。显然刀片 A 比刀片 D 具有好得多的抗热裂化性。

[0054] 实施例 4

[0055] 在对滚珠轴承钢 SKF25B 的带有冷却剂的纵向车削中,测试 B 和 C 中的刀片并比较侧面抗性 (flank resistance)。

[0056] 切削数据 :

[0057] 切削速度 = 240m/min

[0058] 切削深度 = 2.0mm

[0059] 进给 = 0.35mm/转

[0060] 刀具寿命标准 : 侧面磨损 $\geq 0.3\text{mm}$

[0061] 刀片 B : 18min

[0062] 刀片 C : 16min

[0063] 对于侧面抗性, 刀片 B 比刀片 C 稍好。

[0064] 实施例 5

[0065] 在对滚珠轴承钢 SKF25B 的带有冷却剂的纵向车削中, 测试 A 和 D 中的刀片并比较侧面抗性。

[0066] 切削数据 :

[0067] 切削速度 = 200m/min

[0068] 切削深度 = 2.0mm

[0069] 进给 = 0.28mm/转

[0070] 刀具寿命标准 : 侧面磨损 $\geq 0.3\text{mm}$

[0071] 刀片 A : 28min

[0072] 刀片 D : 21min

[0073] 实施例 3 和 4 显示了, 与现有技术的刀片相比, V 在热性质方面具有的优点。与可商业获得的合金相比, 实施例 4 和 5 显示了相同的或甚至更好的抗侧面磨损性。

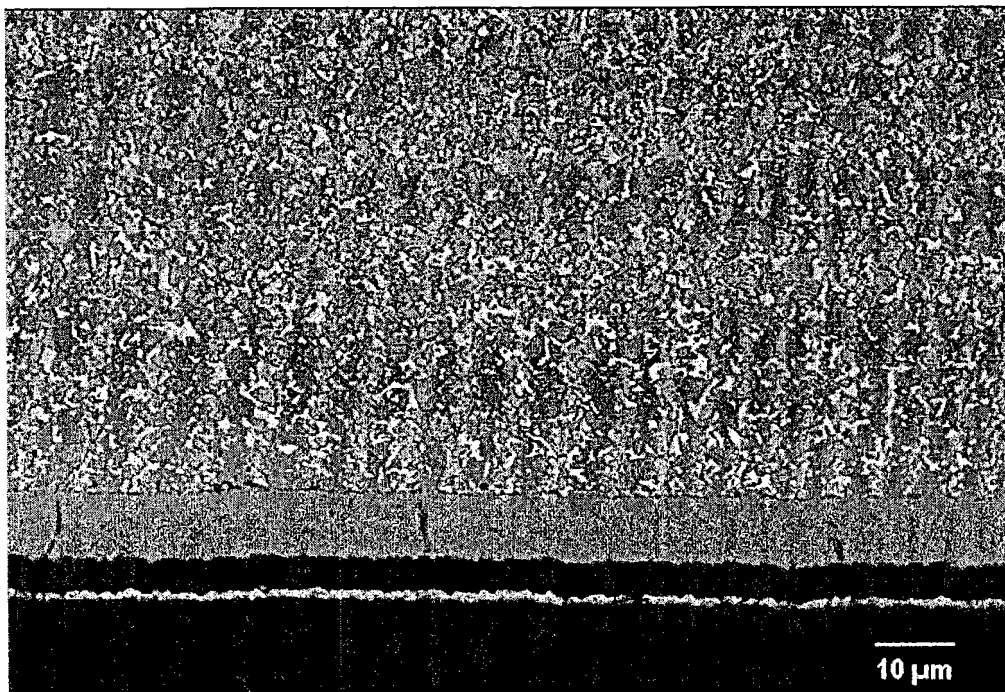


图1

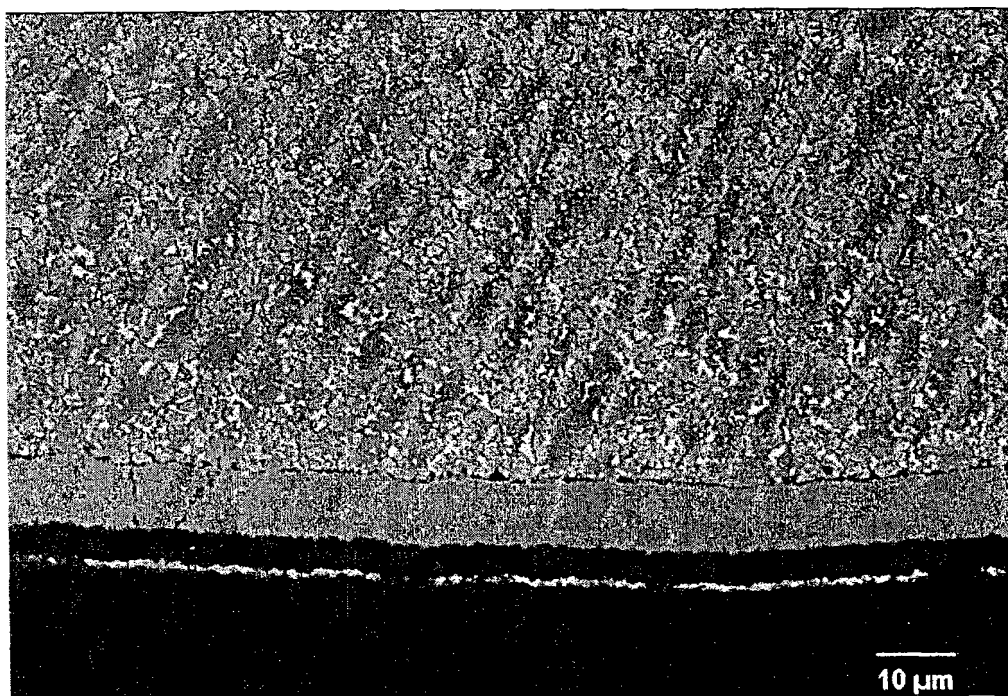


图2

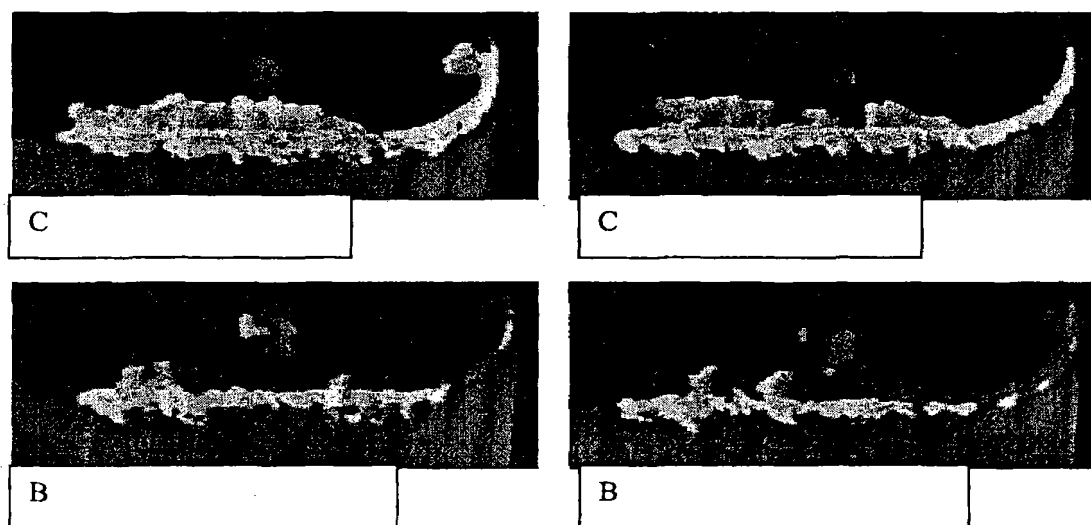


图3

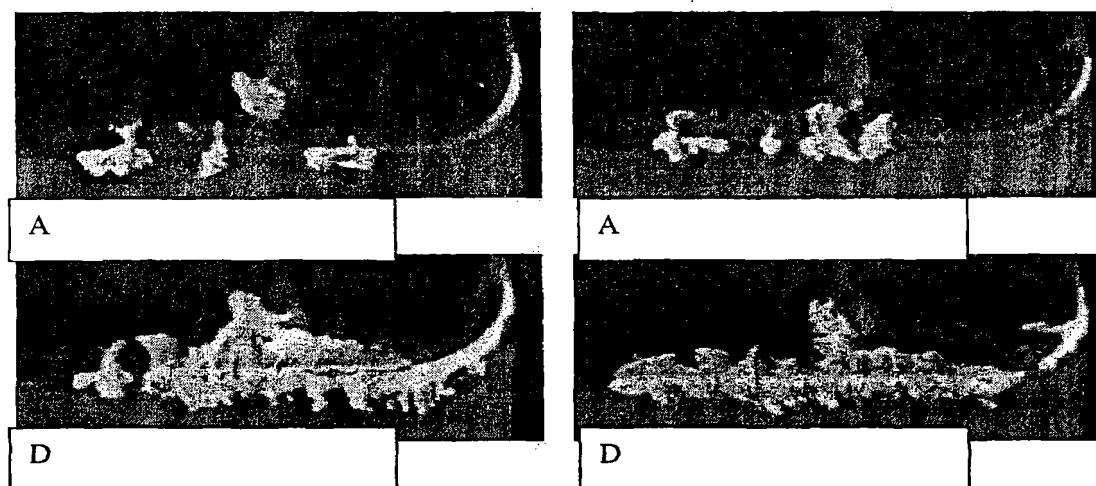


图4