

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4739417号
(P4739417)

(45) 発行日 平成23年8月3日(2011.8.3)

(24) 登録日 平成23年5月13日(2011.5.13)

(51) Int.Cl.	F 1
CO9K 3/14 (2006.01)	CO9K 3/14 550F
CO1B 31/06 (2006.01)	CO1B 31/06 Z
B23B 27/14 (2006.01)	B23B 27/14 B
B23B 27/20 (2006.01)	B23B 27/20

請求項の数 13 (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願2008-526566 (P2008-526566)
(86) (22) 出願日	平成18年8月16日 (2006.8.16)
(65) 公表番号	特表2009-504869 (P2009-504869A)
(43) 公表日	平成21年2月5日 (2009.2.5)
(86) 國際出願番号	PCT/IB2006/002229
(87) 國際公開番号	W02007/020518
(87) 國際公開日	平成19年2月22日 (2007.2.22)
審査請求日	平成21年7月2日 (2009.7.2)
(31) 優先権主張番号	2005/06534
(32) 優先日	平成17年8月16日 (2005.8.16)
(33) 優先権主張国	南アフリカ (ZA)

早期審査対象出願

(73) 特許権者	507142155 エレメント シックス (プロダクション (プロプライエタリ) リミテッド 南アフリカ国 1559 スプリングス、 ナフィールド、デビッド ロード
(74) 代理人	100066692 弁理士 浅村 畏
(74) 代理人	100072040 弁理士 浅村 肇
(74) 代理人	100107504 弁理士 安藤 克則
(74) 代理人	100102897 弁理士 池田 幸弘

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】微粒多結晶研磨剤

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

多結晶ダイヤモンド材料と、前記ダイヤモンド材料用の触媒 / 溶媒を含む第 2 の相とを含む多結晶ダイヤモンド研磨要素であって、前記多結晶ダイヤモンド材料が、0.60 μ m 未満の触媒 / 溶媒平均自由行程の平均値を有し、0.90 未満の標準誤差を有し、かつ 0.1 ~ 10.5 μ m の平均粒径を有することを特徴とする、多結晶ダイヤモンド研磨要素。

【請求項 2】

前記触媒 / 溶媒平均自由行程の標準誤差が、0.85 未満である、請求項 1 に記載の研磨要素。

10

【請求項 3】

前記触媒 / 溶媒平均自由行程の標準誤差が、0.70 より大きい、請求項 1 又は 2 に記載の研磨要素。

【請求項 4】

前記多結晶ダイヤモンド材料が、0.1 ~ 6.5 μ m の平均粒径を有する、請求項 1 に記載の研磨要素。

【請求項 5】

前記多結晶ダイヤモンド材料が、0.1 ~ 2.0 μ m の平均粒径を有する、請求項 4 に記載の研磨要素。

【請求項 6】

20

前記第2の相が、少なくとも一部は10nm～800nmの平均粒径を有する粒子状触媒／溶媒材料から形成される、請求項1から5までのいずれか一項に記載の研磨要素。

【請求項7】

前記粒子状触媒／溶媒材料が、10nm～400nmの平均粒径を有する、請求項6に記載の研磨要素。

【請求項8】

前記粒子状触媒／溶媒材料が、10nm～100nmの平均粒径を有する、請求項7に記載の研磨要素。

【請求項9】

前記触媒／溶媒が、コバルト、ニッケル、鉄、及び1種又は複数種の前記金属を含む合金からなる群から選択される、請求項1から8までのいずれか一項に記載の研磨要素。

【請求項10】

前記触媒／溶媒がコバルトである、請求項9に記載の研磨要素。

【請求項11】

請求項1から10までのいずれか一項に記載の多結晶ダイヤモンド研磨要素の製造方法であって、基材を用意することによって未接着組立体を作製するステップと、複数のダイヤモンド粒子を前記基材の表面上に置くステップと、800nm未満の粒子を少なくとも一部に含む前記ダイヤモンド粒子用ダイヤモンド触媒／溶媒を用意するステップと、前記未接着組立体を、前記複数のダイヤモンド粒子から多結晶ダイヤモンド材料を製造するのに適した高温高圧条件に曝すステップとを含む方法。

10

【請求項12】

前記基材が超硬合金である、請求項11に記載の方法。

【請求項13】

前記基材が、前記ダイヤモンド粒子用の追加の触媒／溶媒を含む、請求項11又は12に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、多結晶ダイヤモンドに関する。

【背景技術】

【0002】

多結晶ダイヤモンドは、様々な被加工物の機械加工、削岩用途に好ましく、摩耗部品としての使用にも好ましい材料である。この材料の利点には、その優れた硬度が挙げられ、ダイヤモンドは公知の最も硬質な材料であり、したがってその優れた耐摩耗性が得られている。優れた耐摩耗性は、ひいては、例えば工具又は切削機の寿命の延長、修理所要時間の低減、被加工物の優れた仕上がり、及び用途性能を含めた様々な利点を付与する。

30

【0003】

その硬度に起因して、ダイヤモンドは脆性である。これによって、亀裂が生じやすいために多くの用途に適切でないものとなっている。この固有の脆性は、連続的に連晶した網状ダイヤモンドを含む多結晶構造を形成するためにダイヤモンドの微粒が全体として焼結される多結晶ダイヤモンド（P C D）を製造することによって、顕著に低減することができる。ダイヤモンドの連晶を実現するために、一般に、ダイヤモンド触媒／溶媒として公知の触媒材料が合成中に存在する。該触媒／溶媒は、一般に、コバルト、ニッケル、鉄、又は1種若しくは複数種のかかる金属を含む合金であり、好ましくはニッケル、より好ましくはコバルトである。

40

【0004】

最終結果物は、連続的なダイヤモンド骨格及びダイヤモンド粒子間の間隙を充填する触媒／溶媒である。P C Dは、一般に、ダイヤモンド粒子が結晶学的に安定となる高温高圧条件下（H P H T）で製造される。

【0005】

50

脆性をさらに低減するために、この多結晶ダイヤモンド構造を超硬合金基材の上に載せて、多結晶ダイヤモンド成形体を形成し、それによって P C D の裏側に土台を用意し、それを圧縮下に置き、脆性に起因する不具合を著しく低減することができる。超硬合金で裏打ちした P C D 工具は、機械加工及び削岩に顕著な利点をもたらし、広く使用される。

【0006】

しかし、 P C D 工具は、多くの用途で依然として非常に脆性である。

【発明の開示】

【0007】

本発明の一態様によれば、微粒多結晶ダイヤモンド材料と、ダイヤモンド材料用の触媒 / 溶媒を含む第 2 の相とを含む多結晶ダイヤモンド研磨要素が提供され、該多結晶ダイヤモンド材料は、0.60 μm 未満の触媒 / 溶媒平均自由行程の平均値を有し、0.90 未満の触媒 / 溶媒平均自由行程の標準誤差を有することを特徴とする。

10

【0008】

触媒 / 溶媒平均自由行程の標準誤差は、好ましくは 0.85 未満である。

【0009】

多結晶ダイヤモンド材料は、好ましくは約 0.1 ~ 約 10.5 μm 、より好ましくは約 0.1 ~ 約 6.5 μm 、最も好ましくは約 0.1 ~ 約 2.0 μm の平均粒径を有する。

【0010】

本発明の別の一態様によれば、多結晶ダイヤモンド研磨要素の製造方法に使用するための組成物が提供され、該組成物は、微粒のダイヤモンド粒子と、ナノサイズの粒子を含むダイヤモンド粒子用ダイヤモンド触媒 / 溶媒とを含む。

20

【0011】

該触媒 / 溶媒は、一般に、コバルト、ニッケル、鉄、又は 1 種若しくは複数種のかかる金属を含む合金であり、好ましくはコバルトである。

【0012】

該ダイヤモンド粒子は、一般に、サブミクロンからミクロンサイズの粒子であり、好ましくは約 10.5 μm 未満、より好ましくは約 6.5 μm 未満、最も好ましくは約 2.0 μm 未満の平均粒径を有し、好ましくは 0.1 μm を超える平均粒径を有する。

【0013】

該触媒 / 溶媒は、好ましくは約 800 nm 未満、より好ましくは約 400 nm 未満、最も好ましくは約 100 nm 未満の平均粒径を有し、約 10 nm を超える平均粒径を有する。

30

【0014】

触媒 / 溶媒の平均粒径とダイヤモンド粒子の平均粒径の比は、好ましくは約 1 : 10 ~ 約 1 : 1000 の範囲、より好ましくは約 1 : 100 ~ 約 1 : 1000 の範囲である。

【0015】

本発明のさらに別の一態様によれば、多結晶ダイヤモンド研磨要素の製造方法は、基材を用意することによって未接着組立体を作製するステップと、多量の微粒ダイヤモンド粒子を該基材の表面上に置くステップと、ナノサイズの粒子を少なくとも一部に含むダイヤモンド粒子用ダイヤモンド触媒 / 溶媒を用意するステップと、該未接着組立体を、該多量のダイヤモンド粒子の多結晶ダイヤモンド層の製造に適した高温高圧条件に曝すステップとを含む。

40

【0016】

基材は、一般に超硬合金である。

【0017】

多量のダイヤモンド粒子から多結晶ダイヤモンド層を製造するのに必要な高温高圧条件は、当技術分野で周知である。一般に、これらの条件は、圧力が 4 ~ 8 GPa の範囲であり、温度が 1300 ~ 1700 の範囲である。

【0018】

本発明のさらに別の一態様によれば、先に詳説した多結晶ダイヤモンド研磨要素を含む

50

工具又は工具インサートが提供される。

【発明を実施するための最良の形態】

【0019】

本発明は、多結晶ダイヤモンド研磨要素、並びにそれらの製造及び使用に関する。該方法は、多量の微粒ダイヤモンド粒子及びナノサイズの触媒／溶媒材料を基材の表面上に置くステップと、その未接着組立体を、該多量のダイヤモンド粒子の多結晶ダイヤモンド層の製造に適した高温高圧条件に曝すステップとを含む。基材は一般に、超硬合金基材である。超硬合金支持体又は基材は、当技術分野で公知の、超硬炭化タンゲステン、超硬炭化タンタル、超硬炭化チタン、超硬炭化モリブデン、又はそれらの混合物などの任意のものであつてよい。

10

【0020】

多量のダイヤモンド粒子から多結晶ダイヤモンド層を製造するのに必要な高温高圧条件は、当技術分野で周知である。一般に、これらの条件は、圧力が4～8 GPaの範囲であり、温度は1300～1700の範囲である。本発明の方法によって製造される研磨要素は、現存の結合剤材料をさらに有する。この結合剤は、好ましくは、使用される超硬研磨粒子用の触媒／溶媒となる。ダイヤモンド用触媒／溶媒は、当技術分野で周知であり、好ましくはコバルト、ニッケル、鉄、又は1種若しくは複数種のこれらの金属を含む合金である。この結合剤は、焼結処理中に、基材から多量の研磨粒子へと溶浸すること、及び粒子の形態で、混合物として多量の研磨粒子内に溶浸することの両方によって、導入することができる。一般に、この結合剤は、10～20質量%の量で存在することになるが、6質量%と低くてもよい。結合剤金属の一部は、一般に、成形体の形成中に研磨成形体の中に溶浸する。

20

【0021】

製造される多結晶ダイヤモンド研磨要素は、ダイヤモンド触媒／溶媒に散在した非常に細かいダイヤモンド粒子の組織を有する。該多結晶ダイヤモンド材料は、0.60μm未満の触媒／溶媒平均自由行程の平均値を有し、0.90未満の触媒／溶媒平均自由行程の標準誤差を有することを特徴とする。

【0022】

本発明の好ましい一実施形態では、多結晶ダイヤモンド材料は、0.55μm未満の触媒／溶媒平均自由行程値を有する。

30

【0023】

本発明の別の好ましい一実施形態では、多結晶ダイヤモンド材料は、0.50μm未満の触媒／溶媒平均自由行程値を有する。

【0024】

触媒／溶媒平均自由行程の標準誤差は、好ましくは0.85未満であり、一般には0.70を超える。本発明の好ましい一実施形態では、標準誤差は、0.75～0.85の範囲である。

【0025】

高い均一性の材料を得るために、ダイヤモンド粉末混合物に混合される触媒／溶媒粒子は、好ましくはナノサイズであり、より詳細には約10～約800nm、より好ましくは約10～約400nm、最も好ましくは約10～約100nmの平均粒径を有する。ダイヤモンド粒子は、一般にサブミクロンからミクロンサイズの粒子であり、好ましくは約0.1～約1.0.5μm、より好ましくは約0.1～約6.5μm、最も好ましくは約0.1～約2.0μmの平均粒径を有する。触媒／溶媒の平均粒径とダイヤモンド粒子の平均粒径との比は、その比が、好ましくは約1：10～約1：1000の範囲、より好ましくは1：100～約1：1000の範囲になるように選択される。

40

【0026】

ダイヤモンド粒子と混合した触媒／溶媒粒子の、一般にはナノサイズ範囲の小さい粒度によって、その触媒／溶媒を、コーティング又はフィルムとしてダイヤモンド粒子上により容易に堆積することができ、該触媒／溶媒は、一般に、ダイヤモンド粒子間にたまり状

50

態 (in the form of pools) で位置する。これによって、多結晶ダイヤモンド研磨要素の触媒 / 溶媒粒子及びダイヤモンド粒子のより均質な分散が可能となり、その結果、より均一な構造が得られる。

【0027】

非常に細かいダイヤモンドの粒径を、高い度合いの均一性と組み合わせることによって、韌性の著しい増大及び低熱拡散率を示す微細構造の多結晶ダイヤモンド研磨要素が形成される。低熱拡散率によって、より低い伝導率が得られ、それによって、多結晶ダイヤモンド研磨要素の切削縁部での改善された温度管理が容易となる。

【0028】

材料科学において、韌性とは、亀裂伝播に対して材料によってもたらされる耐性と定義することができる。多結晶ダイヤモンド研磨材料では、韌性は、該材料における亀裂伝播が曝されることになる触媒 / 溶媒たまり状態の大きさ及び数の両方に由来する。本発明の多結晶ダイヤモンド研磨要素の均一性 (すなわち、ダイヤモンド及び触媒 / 溶媒材料の配分) を高めて、多結晶ダイヤモンド研磨要素における亀裂が曝される触媒 / 溶媒たまり状態の大きさ又は触媒 / 溶媒たまり状態の数のいずれか、或いはこれらの特徴の両方を最適化することによって、亀裂伝播に対する該材料の耐性が増大し、したがって材料の測定韌性度が上昇する。

10

【0029】

多結晶ダイヤモンド研磨要素内のダイヤモンドに富んだ局部は、熱伝導率がそれより低い鉄類に富んだ領域の周りに急速に熱を移動させる相互結合網をもたらす。したがって均一性の改善は、一般に、多結晶ダイヤモンド研磨材料の熱伝導率を低下させることになり、それによってより多くの熱を切削縁部に保持することが可能となる。したがって、機械加工操作中に発生するかなりの割合の熱は、本発明の多結晶ダイヤモンド研磨材料から製造された工具を通して移動するときに切り屑へと伝導させ、それによってより効果的な熱交換冷却機構を実現するのに利用できる。

20

【0030】

一般的通念では、熱伝導率が高いと、多結晶ダイヤモンド工具と被加工物との間の接点で発生する熱が、ダイヤモンド工具の中により効果的に分散し、それによって切削工具縁部の温度を低下させることができるとと言われている。この議論は有効ではあるが、工具材料の体積は、切削操作で生じる切り屑の体積よりも桁違いに小さいことに留意されたい。したがって、伝導率が高いと工具への熱放散が増大するが、切削工具の熱変形をもたらすのに十分高い温度が、短時間で工具全体に生じる可能性がある。

30

【0031】

したがって、微細構造の慎重な取扱いによって、用途において優れた性能をもたらす有益な諸特性を備えた、本発明の多結晶ダイヤモンド研磨要素が得られた。特に、この材料の耐摩耗性は、従来の方法を用いて製造された多結晶ダイヤモンド研磨材料よりも顕著に改善したことが見出された。

【0032】

本発明の多結晶ダイヤモンド研磨要素は、金属及び木材両方の機械加工又は作業における工具インサートとして、並びに削岩用のインサートとしての特定用途を有する。しかし、本発明の多結晶ダイヤモンド研磨要素の用途は、先に挙げたものに限定されないことを理解されよう。

40

【0033】

材料の決定的に重要な特性を、再現性よく確実に予測できる程度は、ほぼ全般的に材料の構造の均一性に応じて決まる。画像解析を用いた均一性の評価は、パターン認識に基づく。材料均一性の測定値を得るのに使用される方法のほとんどは、鋼中のセラミック含有物など、体積の小さい構成成分の解析に適用されてきた。均一性を決定する公表済みの技術には、以下のものが含まれる。

(i) 最隣接距離 [1]。所与の相の最隣接分布を決定するとき、それらの結果を、ランダムポアソン分布の期待平均値及び期待分布の平均及び分散と比較する。

50

(i i) 面積率の分散 [2 、 3 、 4] 。

(i i i) 解析画像領域間の粒子数の分散 [1 、 2 、 3 、 4] 。

【 0 0 3 4 】

欧洲特許 E P 0 9 7 4 5 6 6 A 1 [5] には、金属顕微鏡、走査電子顕微鏡、透過電子顕微鏡、及びオージェ電子顕微鏡を使用して、c B N 粒子を含む c B N (立方晶窒化ホウ素) 焼結体の結合相及び該 c B N 粒子に結合する結合相の厚さを測定することが記載されている。顕微鏡写真上に任意の直線を引くことによって結合相の厚さを直接測定することと、画像解析とを用いて、様々な焼結材料の結合相の厚さの平均値及び標準偏差値を決定した。

【 0 0 3 5 】

10

E P 0 9 7 4 5 6 6 A 1 [5] では、異なる材料を混合する方法の有効性を評価するために、結合相の厚さの標準偏差を、測定基準として使用している。該混合法は、標準偏差が低いほど、結合相の均一な分布に有効であった。

【 0 0 3 6 】

上記解析法は、多結晶ダイヤモンドを含む材料にも適用され得ることが理解されよう。

【 0 0 3 7 】

本発明では、多結晶ダイヤモンド研磨要素の触媒 / 溶媒平均自由行程の平均値及び標準偏差値を決定するために、画像解析を使用する公知の方法を拡張させた。触媒 / 溶媒平均自由行程は、E P 0 9 7 4 5 6 6 A 1 [5] に記載の結合相の厚さとして決定することができる。触媒 / 溶媒平均自由行程 (M F P) の標準誤差値 ($s_{T D}$) は、標準偏差値を全体の平均値で割ることによって決定される。標準誤差値が小さいことは、焼結材料の均一性が高いことと同等と見なされよう。

20

【 0 0 3 8 】

本発明を、以下の非限定的実施例によってここに記載する。

【 実施例 】

【 0 0 3 9 】

本発明に従って、焼結した多結晶ダイヤモンド研磨要素を製造するために、コバルトの形態のナノサイズの触媒 / 溶媒粉末を、粉碎用媒体及び溶媒と共に遊星ボールミル中で粉碎した。本発明の例に適切なバッチ粒度を調製するために、一般に、1 0 0 g の粉末混合物、触媒 / 溶媒粉末を、粉碎用媒体約 1 5 0 g (4 mm の W C / C o 製ボール) 及び溶媒 (エタノール) 約 2 0 m l と共に粉碎した。細かいコバルトを約 1 時間粉碎して、高分散を実現した。次いで、ダイヤモンド並びに残りの粉碎用媒体及び溶媒を添加し、その混合物をさらに約 8 時間粉碎した。粉碎用媒体を、ふるいにかけて除き、そのスラリーを蒸発によって乾燥させた。本発明の例は、以下の表 1 に列挙した組成配合 1 、 3 、及び 6 に基づくものである。

30

【 0 0 4 0 】

比較のために、混合触媒 / 溶媒粉末が粒度において遙かに粗い材料混合物も、当技術分野で既知の方法に従って調製した。これらは、以下の表 1 に列挙した組成配合 2 、 4 、及び 5 に基づくものであった。

【 0 0 4 1 】

40

【表1】

表1

組成配合	例1	例2	例3	例4	例5	例6
ダイヤモンド (質量%)	95	95	95	97.5	85	95
ダイヤモンド平均粒径 (μm)	1	1	2	2	2	5
触媒／溶媒 (質量%)	5	5	5	2.5	15	5
触媒／溶媒 平均粒径	50nm	1 μm	125nm	1 μm	1 μm	125nm

【0042】

(幾つかの場合、最終混合物は、粉碎又は粉末加工ステップ中に不意に入り込む炭化タンゲステンなどの微量の粉碎用媒体を含むであろうことに留意されたい。したがって、最終混合物のダイヤモンド及び触媒／溶媒含量は、表1に記載のものとわずかに異なることがある。)

10

【0043】

先の組成物に使用した触媒／溶媒は、コバルトであった。しかし、上記のように他の適切な触媒／溶媒が使用できることを理解されよう。

20

【0044】

次いで、いずれの場合も、組成物1～6のダイヤモンド触媒／溶媒粉末混合物を、炭化タンゲステン及びコバルト超硬合金基材上に置き、多結晶ダイヤモンド材料を製造するのに必要な高温高圧条件で焼結した。一般に、これらの条件は、圧力が4～8 GPaの範囲であり、温度が1300～1700 の範囲である。

30

【0045】

焼結多結晶ダイヤモンド研磨要素の均一性を決定するために、これらの多結晶ダイヤモンド研磨要素のコバルト平均自由行程測定値に関する平均値及び標準偏差を評価した。各組成タイプから調製したサンプルの個々の値を、表2に示す。上記の標準誤差値($s_{\bar{x}_D}$)は、微細構造の均一性を説明するメリットの代表的数値を提供する。低い値は微細構造がより均一であることを明らかに示している。

【0046】

【表2】

表2

サンプル	例1	例2	例3	例4	例5	例6
Co 平均自由行程の平均, (μm)	0.27	0.23	0.31	0.38	0.52	0.56
Co 平均自由行程 σ , (μm)	0.22	0.26	0.25	0.33	0.51	0.46
σ_{STD}	0.81	1.13	0.81	0.90	0.98	0.82

10

【0047】

本発明の多結晶ダイヤモンド研磨要素の均一性が高められたことによって、 P C D 材料の韌性及び強度特性の両方に著しい増大がもたらされた。これらの決定的に重要な特性、特に P C D の韌性への実質的な改善は、顕著な性能の利点をもたらすことが適用試験で示された。代表的な性能結果の概要を、以下の表3及び4に示す。（比較の例は例2、5、6である）。いずれの場合も、本発明の例の性能は、比較の例と相対的に測定される。例えば、例1は、回転18%SiAlの場合、比較の例2の耐摩耗性の2.71倍であることが観測された。

20

【0048】

【表3】

表3

適用	性能基準	例1		例2	
		例1	例2	例1	例2
回転18%SiAl	耐摩耗性	2.71	1.00	1.00	1.00
粉碎18%SiAl	耐欠損性	1.46	1.00	1.00	1.00
回転Ti6Al4V	耐摩耗性	2.86	1.00	1.00	1.00

30

【0049】

【表4】

表4

適用	性能基準	例1		
		例4	例5	例6
回転18%SiAl	耐摩耗性	1.63	1.08	1.00
粉碎18%SiAl	耐欠損性	1.17	1.06	1.00
回転Ti6Al4V	耐摩耗性	1.48	1.10	1.00

40

【0050】

(参考文献)

[1] 第2相粒子のクラスタリングの評価、MiCon 90：微細構造制御のためのビデオ技術の進歩（1990年、フィラデルフィア、測定物質米国協会、ブートG. F. V. 編集）

[2] 分散及び共分散解析を使用したTiB₂-Fe複合体の相の再分配の均一性（ジャーナルオブマイクロスコピー、1994年、第14巻、195-204ページ、Missiaen, J. M. と Chaiix, M. J.）

50

[3] 超硬合金における未結合炭素のクラスタ化分散物の解析（耐火金属と超硬金属の国際誌（Journal of Refractory Metals and Hard Metals）、1996年、第14巻、393 - 405ページ、From, A. と Sandstrom, R.）

[4] 画像解析による微細構造不均一性の特徴付け（プラクトメタログル（Prakt. Metallologr.）、1994年、31巻、326 - 337ページ、Hubel, R. と Wendorck, H.）

[5] 欧州特許 EP 0 9 7 4 5 6 6 A 1

フロントページの続き

- (72)発明者 バージェス、アンソニー、ロイ
南アフリカ国、ヨハネスバーグ、イーデンヴェール リッジ、エイス アベニュー 169、リッジビュー プレース 13
- (72)発明者 ブレトリウス、コーネリアス、ヨハネス
アイルランド国、カウンティ クレア、シックスミルブリッジ、オークウッド 23
- (72)発明者 ペータース、ジェラード、スープラマナー
南アフリカ国、モンデオール、エンディミオン ロード 342
- (72)発明者 ハーデン、ピーター、マイケル
アイルランド国、カウンティ リメリック、リメリック、サウス サーキュラー ロード、リフオード パーク 2

審査官 天野 宏樹

- (56)参考文献 特開平08-225875 (JP, A)
特開平11-240762 (JP, A)
特表2007-514083 (JP, A)
特開2000-044347 (JP, A)
特開2000-044350 (JP, A)
特開2002-302732 (JP, A)
国際公開第2005/068113 (WO, A1)
特表2008-517868 (JP, A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C09K3/14