

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2010-137251

(P2010-137251A)

(43) 公開日 平成22年6月24日(2010.6.24)

(51) Int.Cl.	F 1	テーマコード (参考)
B 2 3 K 20/00 (2006.01)	B 2 3 K 20/00 3 1 O A	4 E O 6 7
	B 2 3 K 20/00 3 1 O H	

審査請求 有 請求項の数 5 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号	特願2008-315558 (P2008-315558)	(71) 出願人	000006013
(22) 出願日	平成20年12月11日 (2008.12.11)		三菱電機株式会社
			東京都千代田区丸の内二丁目7番3号
		(74) 代理人	100113077
			弁理士 高橋 省吾
		(74) 代理人	100112210
			弁理士 稲葉 忠彦
		(74) 代理人	100108431
			弁理士 村上 加奈子
		(74) 代理人	100128060
			弁理士 中鶴 一隆
		(72) 発明者	前田 晃
			東京都千代田区丸の内二丁目7番3号 三
			菱電機株式会社内
		最終頁に続く	

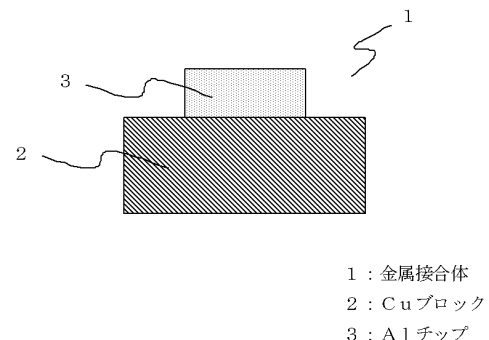
(54) 【発明の名称】 金属接合体およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 十分な初期接合強度を得ると共に、高温での長時間保持やヒートサイクル試験において接合強度の低下や接合強度のばらつきが発生しない金属接合方法を提供するものである。

【解決手段】 アルミニウムを主成分とするA 1部材の接合面と銅を主成分とするC u部材の接合面とを接触させる接触工程と、A 1部材の接合面およびC u部材の接合面に対して垂直方向に圧力を加える加圧工程と、垂直方向から圧力を加えられたA 1部材の接合面およびC u部材の接合面をアルミニウムと銅との共晶温度以上、6 2 0℃以下の温度に加熱する工程とを備えたものである。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

アルミニウムを主成分とする A l 部材の接合面と銅を主成分とする C u 部材の接合面とを接触させる接触工程と、

前記 A l 部材の接合面および前記 C u 部材の接合面に対して垂直方向に圧力を加える加圧工程と、

前記垂直方向から圧力を加えられた前記 A l 部材の接合面および前記 C u 部材の接合面をアルミニウムと銅との共晶温度以上、620℃以下の温度に加熱する工程とを備えたことを特徴とする金属接合体の製造方法。

【請求項 2】

加熱する工程の温度が、アルミニウムと銅との共晶温度以上、アルミニウムと銅との相互拡散で生じる θ 相の融点以下であることを特徴とする請求項 1 記載の金属接合体の製造方法。

【請求項 3】

加熱する工程において、A l 部材の接合面および C u 部材の接合面の温度が、548℃以上 595℃以下であることを特徴とする請求項 1 記載の金属接合体の製造方法。

【請求項 4】

加熱する工程の前に、A l 部材の接合面および C u 部材の接合面の表面酸素濃度を 5000 ppm 以下とする工程を加えたことを特徴とする請求項 1 記載の金属接合体の製造方法。

【請求項 5】

アルミニウムを主成分とする A l 部材と銅を主成分とする C u 部材との接合面にアルミニウムと銅との相互拡散で生じる η 相の最大膜厚が 5 μ m 以下であることを特徴とする金属接合体。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

この発明は、アルミニウム部材と銅部材とが接合された金属接合体およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

伝熱性や熱放散性に優れるが軽量化の点で課題のある銅部材と、軽量化に優れ伝熱性や熱放散性が銅に次いで優れるアルミニウム製のアルミニウム部材とを接合した金属接合体は、電子機器、通信機器、航空機、自動車などの熱交換器、ヒートパイプ、ヒートシンクなどに幅広く用いられている。例えば熱交換器の銅配管とアルミニウム製ヒートシンクとがろう付けやカシメなどで接合された金属接合体が用いられている。

【0003】

一方、モータなどマグネットワイヤとしては、主にエナメルなどで絶縁被覆された銅線が用いられているが、近年低コスト化が可能なアルミニウム製のマグネットワイヤの適用も検討され、これを銅電極にフェージング（熱カシメ）で直接接合することも行われている。しかしながら、アルミニウムは電気化学的に碑な電位を有しており、瞬時に酸化皮膜が形成されるため、フェージングが非常に困難であった。

【0004】

このようなフェージングによる接合においては、加圧によって機械的にアルミニウムや銅の酸化膜を破壊しながら、同時に加熱によってアルミニウム（A l）と銅（C u）との相互拡散を十分に行う必要があるが、A l も C u も高熱伝導性を有するために接合面を必要とする温度まで加熱するために、必要以上に高い温度で加熱することが一般に行われている。ところが、加熱温度を高くしすぎると、C u（融点 1084. 9℃）よりも融点が高い A l（融点 660. 5℃）が先に軟化あるいは溶融してしまい、加圧しても A l や C u の表面酸化膜が除去できなくなったり、C u と A l との相互拡散が進行しすぎてしまっ

10

20

30

40

50

たりして、A l と C u との相互拡散層（金属接合部）に生成する金属間化合物相の析出状態によって初期の接合強度が低下するという問題だけでなく、高温での長時間保持やヒートサイクルなどによるストレスで接合強度などの長期信頼性が低下することなどの問題があった。

【0005】

フェージングによる A l と C u との直接接合において、A l と C u との共晶温度以上 A l の融点温度以下の温度で接合する方法が開示されている（例えば、非特許文献 1 および 2 参照）。

【0006】

【非特許文献 1】溶接学会論文集 第 25 巻 第 1 号 p. 24-30 (2007) (2 頁) 10

【非特許文献 2】溶接学会論文集 第 25 巻 第 1 号 p. 51-58 (2007) (2 頁)

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

しかしながら、A l と C u との共晶温度以上 A l の融点温度以下の温度で接合する従来の金属接合方法においては、十分な初期接合強度が得られるものの、高温での長時間保持やヒートサイクル試験において接合強度の低下やのばらつきが発生するという問題があった。 20

【0008】

この発明は、上述のような課題を解決するためになされたもので、十分な初期接合強度を得ると共に、高温での長時間保持やヒートサイクル試験において接合強度の低下やのばらつきが発生しない金属接合方法を提供するものである。

【課題を解決するための手段】

【0009】

この発明に係る金属接合体の製造方法は、アルミニウムを主成分とする A l 部材の接合面と銅を主成分とする C u 部材の接合面とを接触させる接触工程と、A l 部材の接合面および C u 部材の接合面に対して垂直方向に圧力を加える加圧工程と、垂直方向から圧力を加えられた A l 部材の接合面および C u 部材の接合面をアルミニウムと銅との共晶温度以上、620℃以下の温度に加熱する工程とを備えたものである。 30

【0010】

また、この発明に係る金属接合体は、アルミニウムを主成分とする A l 部材と銅を主成分とする C u 部材との接合面にアルミニウムと銅との相互拡散で生じる η 相の最大膜厚を 5 μ m 以下としたものである。

【発明の効果】

【0011】

この発明における金属接合体の製造方法では、垂直方向から圧力を加えられた A l 部材の接合面および C u 部材の接合面をアルミニウムと銅との共晶温度以上、620℃以下の温度に加熱しているので、十分な初期接合強度を得ると共に、高温での長時間保持やヒートサイクル試験において接合強度の低下やばらつきが発生しない金属接合体が得られる。 40

【0012】

また、この発明における金属接合体は、アルミニウムを主成分とする A l 部材と銅を主成分とする C u 部材との接合面にアルミニウムと銅との相互拡散で生じる η 相の最大膜厚を 5 μ m 以下としたので、十分な初期接合強度を得ると共に、高温での長時間保持やヒートサイクル試験において接合強度の低下やばらつきが発生しないという効果が得られる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

実施の形態 1.

発明者らは、A l と C u とを接合して得られる金属接合体において、初期接合強度と高 50

温での長時間保持やヒートサイクル、高温高湿環境で長期間暴露した場合の接合強度低下原因について鋭意研究を行った結果、接合強度の低下原因は、AlとCuとの相互拡散で生じる複数の金属間化合物の析出状態に依存することを見出し、とくに γ 相が析出すると、この γ 相と δ 相または η 相との界面にカーケンダルポイドが生じ、このカーケンダルポイドが起点となってクラックが発生・伝播しやすくなって接合強度が低下することを突き止めた。さらに、この γ 相は η 相が厚くなると短時間で析出することがわかり、 γ 相の発生確率は接合直後の η 相の厚さに依存することを突き止めた。一般の加熱条件では、この η 相の厚さは10 μm 以上となる。したがって、AlとCuとの相互拡散によって生じる η 相の最大厚さが5 μm 以下になるような温度プロファイルで加熱することで、十分な初期接合強度を得ると共に、高温での長時間保持やヒートサイクル試験において接合強度の低下やばらつきが発生しないという効果が得られることがわかった。 10

【0014】

また、 θ 相は非常に硬い相であり、とくにこの θ 相の初晶が析出すると、CuとAlとの共晶反応であとから析出した他の相とこの θ 相との界面での機械的強度の差が大きく、比較的小さい力で破断することがわかった。この初晶は、 θ 相の融点以下の接合温度では析出が大幅に抑制されることから、Alを主成分とする部材とCuを主成分とする部材との接合方法において、接合温度をAlとCuとの共晶温度以上、AlとCuとの相互拡散によって生成される θ 相の融点以下で加熱することで、高温での長時間保持やヒートサイクル試験において接合強度の低下やばらつきが発生しないという効果がさらに顕著に得られることがわかった。 20

【0015】

図1は、この発明を実施するための実施の形態1における金属接合体の断面模式図である。図1において、金属接合体1は、銅を主成分とするAl部材である厚さ1mmで縦横それぞれ10mmのCuブロック2の上に、アルミニウムを主成分とするAl部材である厚さ0.5mmで縦横それぞれ5mmのAlチップ3を積層して接合したものである。Cuブロック2とAlチップ3とを接合するための接合装置として、鉛直方向下部にホットプレート、上部からホットプレート上の物体に荷重をかけると共に加熱可能な加熱ツール、およびホットプレートと加熱ツールとの雰囲気酸素濃度制御を窒素封入で制御可能なチャンバーからなる、フリップチップボンダ改造装置を用意した。ホットプレート上にCuブロックを載せ、AlチップをCuブロック中央部にツールを用いて搭載し、雰囲気制御後、荷重をかけながら所定の温度プロファイルでホットプレートおよび加熱ツールによってCuブロックとAlチップとを加熱して金属接合体のサンプルを得ることができる。本実施の形態においては、印加する荷重、温度プロファイルを以下のとおり変化させて、実施例および比較例となるサンプルを作製した。 30

【0016】

荷重を500gf一定とし、昇温速度を50℃/分として、最高温度を540℃（比較例1）、550℃（実施例1）、560℃（実施例2）、580℃（実施例3）、610℃（実施例4）、630℃（比較例2）、640℃（比較例3）、650℃（比較例4）および680℃（比較例5）と変化させた。なお、最高温度では2分間保持し、50℃/分の降温速度で室温まで冷却した。各最高温度の条件で、各20個のサンプルを作製し、この20個のサンプルを、初期の接合強度の測定に5個、初期の断面観察による初晶 θ 相と γ 相との有無の観察および最大 η 相の厚さ測定に5個、250℃の高温保持を500時間行った加速試験後の接合強度の測定に5個および加速試験後の断面観察による初晶 θ 相と γ 相との有無の観察および最大 η 層の厚さ測定に5個を使用した。 40

【0017】

なお、初期および加速試験後の接合強度は、プッシュ・プルテスターでAlチップの側壁側からせん断方向に力を入れ、破断したときまでの最高強度とした。また、断面観察による初晶 θ 相と γ 相との有無の観察および最大 η 相の厚さ測定は、対象となるサンプルをエポキシ樹脂に埋め込み、断面研磨後電界放出型電子銃を有する波長分散型X線マイクロアナライザ（日本電子製JXA-8500F）を用いて、接合面の断面を約3万倍の電子 50

顕微鏡写真と、組成像（該領域の分子量が大きいほど白く写る像）から、ほぼ同じ分子量の領域を明確化し、領域内で3点以上特性X線の反射強度比を測定し、AlとCuの原子数比を算出後、その原子数比を状態図に当てはめて化合物相を同定した。すなわち、AlとCuの和を100原子%とし、Cuが30原子%以上40原子%以下の場合はθ相、45原子%以上55原子%以下の場合をη相、58原子%以上63原子%以下の場合δ相、65原子%以上72原子%以下の場合γ相とし、η相と推定される領域（層）の厚さを以って評価を行った。また、初晶θ相有無については、先の手法でθ相を同定後、その近傍の金属組織がCu-Al化合物相とAl相がほぼ均一に比較的小さくラメラ状になっているものを共晶θ相とし、それ以外の比較的大きな不均一なθ相を初晶θ相とした。

【0018】

10

表1および表2は、本実施の形態における、実施例および比較例の初期および加速試験後の接合強度、最大η相の厚さ、初晶θ相の有無およびγ相の有無を示した特性表である。

【0019】

【表1】

サンプル		比較例1	実施例1	実施例2	実施例3	実施例4
最高温度（℃）		540	550	560	580	610
初期	接合強度（kgf）	0	95	105	111	115
	最大η相厚さ（μm）	0	3.0	3.3	4.0	4.9
	初晶θ相の有無	無	無	無	無	有
	γ相の有無	無	無	無	無	無
加速試験後	接合強度（kgf）	0	112	113	112	102
	最大η相厚さ（μm）	0	4.6	4.9	5.5	6.5
	初晶θ相の有無	無	無	無	無	有
	γ相の有無	無	無	無	無	無

20

30

【0020】

【表 2】

サンプル		比較例 2	比較例 3	比較例 4	比較例 5
最高温度 (°C)		6 3 0	6 4 0	6 5 0	6 7 0
初 期	接合強度 (k g f)	1 2 1	1 2 4	1 2 0	9 0
	最大 η 相厚さ (μ m)	6. 2	8. 1	1 0	1 5
	初晶 θ 相の有 無	有	有	有	有
	γ 相の有無	無	無	無	無
加 速 試 験 後	接合強度 (k g f)	7 3	7 5	6 5	4 2
	最大 η 相厚さ (μ m)	7. 5	1 0. 0	1 1. 8	1 7. 1
	初晶 θ 相の有 無	有	有	有	有
	γ 相の有無	有	有	有	有

10

20

【0 0 2 1】

表 1 から、接合温度が A l と C u との共晶温度 (5 4 8 . 2 °C) 以下の 5 4 0 °C である比較例 1 では、A l と C u との接合面で相互拡散が生じず接合できないために、接合強度は 0 となる。また、接合温度が A l の融点 (6 6 0 . 5 °C) 以上の 6 7 0 °C である比較例 5 では、初期の接合強度は 9 0 k g f と実施例 1 に比べて低く、加速試験後の接合強度が 4 2 k g f と低下した。これは、接合時に A l が軟化して異常形状になり、接合面に生成していた A l の酸化膜が除去できなかったため初期の接合強度が若干低く、加速試験後にはこの A l の酸化膜を起点として剥離が発生したと考えられる。

30

【0 0 2 2】

一方、接合温度が A l と C u との共晶温度以上で A l の融点 (6 6 0 . 5 °C) 以下である実施例 1 ～ 4 および比較例 2 ～ 4 においては、初期の接合強度は 9 5 k g f 以上であり、十分な接合強度が得られている。しかしながら、接合温度が 6 2 0 °C 以上の比較例 2 ～ 4 においては、加速試験後の接合強度が 8 0 k g f 以下と大幅に低下する。これに対して、接合温度が 6 2 0 °C 以下の実施例 1 ～ 4 においては、加速試験後の接合強度は初期の接合強度と同等以上である。

【0 0 2 3】

実施例 1 ～ 4 と比較例 2 ～ 4 とで、加速試験後の接合強度に大きな違いが出る理由を考察する。表 1 および表 2 から、比較例 2 ～ 4 では、加速試験後の接合面に γ 相が出現していることがわかる。これに対して、実施例 1 ～ 4 では、加速試験後の接合面に γ 相は出現していない。また、初期の接合面の初晶 θ 相については、比較例 2 ～ 4 では観察されるが、実施例 4 においても観察されることから、加速試験後の接合面に γ 相の出現の直接的原因ではないと思われる。一方、初期の接合面の η 相の最大厚さに関しては、 η 相の最大厚さが 5 μ m 以上になると (比較例 2 ～ 4) 、加速試験後の接合面に γ 相が出現していることがわかる。

40

【0 0 2 4】

本実施の形態においては、初期の接合面の η 相の最大厚さを 5 μ m 以下となるように、接合温度を A l と C u との共晶温度以上 6 2 0 °C 以下に制御することで、十分な初期接合

50

強度を得ると共に、高温での長時間保持やヒートサイクル試験において接合強度の低下やばらつきが発生しない金属接合方法を提供するものである。

【0025】

なお、本実施の形態においては、接合に用いた接合装置には酸素濃度制御を窒素封入で制御可能なチャンバーが備えられている。CuブロックとAlチップとを接合する際に、チャンバー内の酸素濃度を、例えば1000ppm以下に制御することで、接合加熱時に接合面にAlの酸化膜が生成することを抑制することができ、初期の接合強度の向上および加速試験後の接合強度の低下をさらに抑制することができる。

【0026】

なお、本実施の形態においては、Al部材としてAlチップ、Cu部材としてCuブロックを用いたが、Al部材やCu部材は、純Alや純Cuである必要はなく、Al部材としてAl-Cu系合金やAl-Mg系合金のようなAlを主成分とする材料、Cu部材として燐青銅や黄銅のようなCuを主成分とする材料を用いても、同様な効果が得られる。

【0027】

実施の形態2.

実施の形態1の実施例4において、初期の接合面に θ 相が出現していることから、加速試験後の接合強度が初期の接合強度に比べて少し低下している。これに対して、実施例1～3においては、初期の接合面に初晶 θ 相は出現しておらず、加速試験後の接合強度が初期の接合強度に比べて少し上昇している。実施の形態2においては、接合温度の上限と初晶 θ 相の出現との関係を調べたものである。

【0028】

本実施の形態において、最高温度を585℃（実施例5）、590℃（実施例6）、595℃（実施例7）、600℃（実施例8）および605℃（実施例9）と変化させた以外は実施の形態1と同様な方法で金属接合体のサンプルを作製した。また、実施の形態1と同様に、各最高温度の条件で、各20個のサンプルを作製し、各最高温度で作製した20個のサンプルを、初期の接合強度の測定に5個、初期の断面観察による θ 相と γ 相との有無の観察および最大 η 相の厚さ測定に5個、250℃の高温保持を500時間行った加速試験後の接合強度の測定に5個および加速試験後の断面観察による初晶 θ 相と γ 相との有無の観察および最大 η 層の厚さ測定に5個を使用した。これらの測定方法も実施の形態1と同様である。

【0029】

表3は、本実施の形態における、実施例の初期および加速試験後の接合強度、最大 η 相の厚さ、初晶 θ 相の有無および γ 相の有無を示した特性表である。

【0030】

10

20

30

【表 3】

サンプル		実施例 5	実施例 6	実施例 7	実施例 8	実施例 9
最高温度 (°C)		5 8 5	5 9 0	5 9 5	6 0 0	6 0 5
初期	接合強度 (k g f)	1 1 2	1 1 2	1 1 3	1 1 3	1 1 4
	最大 η 相厚さ (μ m)	4 . 1	4 . 2	4 . 3	4 . 5	4 . 7
	初晶 θ 相の有 無	無	無	無	有	有
	γ 相の有無	無	無	無	無	無
加速 試験 後	接合強度 (k g f)	1 1 2	1 1 2	1 1 3	1 0 0	1 0 2
	最大 η 相厚さ (μ m)	5 . 5	5 . 6	5 . 7	5 . 9	6 . 2
	初晶 θ 相の有 無	無	無	無	有	有
	γ 相の有無	無	無	無	無	無

10

20

【0 0 3 1】

表 3 から、実施例 5 ～ 7 においては、加速試験後の接合強度は初期の接合強度と同等であるのに対して、実施例 8 および 9 においては、加速試験後の接合強度は初期の接合強度に対して若干低下している。したがって、接合温度が 5 9 5 °C 以下であることがさらに好ましいことがわかる。この 5 9 5 °C という温度は、純 A l と純 C u との相互拡散における θ 相の融点に相当することから、接合温度は、A l と C u との共晶温度以上、A l と C u との相互拡散で生じる θ 相の融点以下であることがさらに好ましい。

30

【0 0 3 2】

なお、A l と C u との相互拡散で生じる θ 相の融点は、A l 部材および C u 部材が、純 A l および純 C u 以外の合金を用いた場合に多少変化する。

【0 0 3 3】

実施の形態 3 .

実施の形態 3 においては、C u ブロックと A l チップとを接合する際に、接合面を清浄化処理したものである。

【0 0 3 4】

実施の形態 1 と同様の C u ブロックと A l チップとの接合面を、アルゴンプラズマで十分清浄化処理した後、ただちに接合装置内に移動し、チャンバー内の酸素濃度 1 0 0 0 p p m に制御した。その後、最高温度を 5 5 0 °C (実施例 1 0)、5 6 0 °C (実施例 1 1)、5 8 0 °C (実施例 1 2) および 6 1 0 °C (実施例 1 3) と変化させた以外は実施の形態 1 と同様な方法で金属接合体のサンプルを作製した。また、実施の形態 1 と同様に、各最高温度の条件で、各 2 0 個のサンプルを作製し、各最高温度で作製した 2 0 個のサンプルを、初期の接合強度の測定に 5 個、初期の断面観察による初晶 θ 相と γ 相との有無の観察および最大 η 相の厚さ測定に 5 個、2 5 0 °C の高温保持を 5 0 0 時間行った加速試験後の接合強度の測定に 5 個および加速試験後の断面観察による初晶 θ 相と γ 相との有無の観察および最大 η 層の厚さ測定に 5 個を使用した。これらの測定方法も実施の形態 1 と同様である。

40

【0 0 3 5】

50

また、サンプルを作製したものと同一CuブロックとAlチップとの接合面を、アルゴンプラズマで十分清浄化処理した後、オージェ分析により表面酸素濃度をそれぞれの接合面について測定した結果、ともに酸素濃度が5000ppm以下であることを確認した。

【0036】

表4は、本実施の形態における、実施例の初期および加速試験後の接合強度、最大 η 相の厚さ、初晶 θ 相の有無および γ 相の有無を示した特性表である。

【0037】

【表4】

サンプル		実施例10	実施例11	実施例12	実施例13
最高温度 (°C)		550	560	580	610
初期	接合強度 (kgf)	115	117	118	119
	最大 η 相厚さ (μm)	3.0	3.3	4.0	4.9
	初晶 θ 相の有無	無	無	無	有
	γ 相の有無	無	無	無	無
加速試験後	接合強度 (kgf)	116	118	119	102
	最大 η 相厚さ (μm)	4.6	4.9	5.5	6.5
	初晶 θ 相の有無	無	無	無	有
	γ 相の有無	無	無	無	無

10

20

30

【0038】

本実施の形態における、実施例10～13は、実施の形態1における実施例1～4と同様な製造方法であるが、接合装置に投入する前にアルゴンプラズマで、AlチップおよびCuブロックの接合面の表面酸素濃度を5000ppm以下とした点で異なっている。

【0039】

表1および表4から、AlチップおよびCuブロックの接合面の表面酸素濃度を5000ppm以下とすることで、初期の接合強度が向上することがわかる。とくに接合温度が低い場合にその向上効果が顕著となる。

【図面の簡単な説明】

【0040】

40

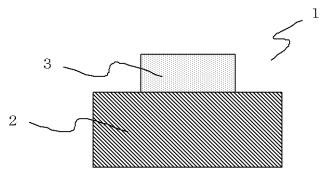
【図1】この発明の実施の形態1の金属接合体の模式図である。

【符号の説明】

【0041】

- 1 金属接合体
- 2 Cuブロック
- 3 Alチップ

【図 1】



- 1 : 金属接合体
- 2 : Cuブロック
- 3 : Alチップ

フロントページの続き

(72)発明者 前田 智佐子

東京都千代田区丸の内二丁目7番3号 三菱電機株式会社内

(72)発明者 荒木 健

東京都千代田区丸の内二丁目7番3号 三菱電機株式会社内

(72)発明者 山田 朗

東京都千代田区丸の内二丁目7番3号 三菱電機株式会社内

Fターム(参考) 4E067 AA05 AA07 AA26 BA03 DA05 DB02 DB03 DC03 DC06 EC03