REPÚBLICA FEDERATIVA DO BRASIL

Ministério do Desenvolvimento, Indústria e Comércio Exterior
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

CARTA PATENTE N.º PI 0307719-5

Patente de Invenção

O INSTITUTO NACIONAL DA PROPRIEDADE INDUSTRIAL concede a presente PATENTE, que outorga ao seu titular a propriedade da invenção caracterizada neste título, em todo o território nacional, garantindo os direitos dela decorrentes, previstos na legislação em vigor.

(21) Número do Depósito : PI 0307719-5

(22) Data do Depósito : 11/02/2003

(43) Data da Publicação do Pedido : 28/08/2003

(51) Classificação Internacional : C22C 13/00; B23K 35/26; H01L 23/488

(30) Prioridade Unionista : 15/02/2002 US 10/078,020

(54) Título : Método para formar uma composição de solda de liga de Estanho-Prata-Cobre livre de chumbo, e, método para formar uma estrutura elétrica

(73) Titular : INVENSAS CORPORATION. Endereço: 3025 Orchard Parkway, San José, California 95134, Estados Unidos (US).

(72) Inventor : Won K. Choi. Endereço: 35 Stewart Place #202, Mount Kisco, NY 10549, Estados Unidos.; Charles C. Goldsmith. Endereço: 3 Scott Court, Poughkeepsie, NY 12601, Estados Unidos.; Timothy A. Gosselin. Endereço: 29 Rebeca Drive, Apalachin, NY 13732, Estados Unidos.; Donald W. Henderson. Endereço: 20 Woodlane Road, Ithaca, NY 14850, Estados Unidos.; Sung K. Kang. Endereço: 36 Mayberry Road, Chappaqua, NY 10514, Estados Unidos.; Da-Yuan Shih. Endereço: 16 Vervalen Drive, Poughkeepsie, NY 12603, Estados Unidos.; Karl Puttlitz Sr.. Endereço: 21 Central Avenue, Wappingers Falls, NY 12590, Estados Unidos.

Prazo de Validade : 10 (dez) anos contados a partir de 09/09/2014, observadas as condições legais.

Expedida em : 9 de Setembro de 2014.

Assinado digitalmente por
Júlio César Castelo Branco Reis Moreira
Diretor de Patentes

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para: **"MÉTODO PARA FORMAR UMA COMPOSIÇÃO DE SOLDA DE LIGA DE ESTANHO-PRATA-COBRE LIVRE DE CHUMBO, E, MÉTODO PARA FORMAR UMA ESTRUTURA ELÉTRICA".**

Antecedentes da Invenção

1. Campo Técnico

A presente invenção se refere, de um modo geral, a uma composição de solda de liga livre de chumbo e, mais especificamente, a uma composição de solda de liga de estanho prata cobre.

2. Técnica Relacionada

Um encapsulamento pode ser acoplado a uma placa de circuito por- um conjunto de grades esféricas (BGA – *Ball Grid Array)* compreendendo esferas de solda de BGA. Essas esferas de solda de BGA têm compreendido, tipicamente, uma composição de liga eutética de 63% de estanho (Sn) e 37% de chumbo (Pb), que tem uma baixa temperatura de fusão de 183°C e é altamente confiável. Infelizmente, o chumbo é tóxico e perigoso para o meio ambiente. Como um resultado, as soldas livres de chumbo estão começando a ser usadas agora comercialmente. Contudo, muitas soldas livres de chumbo, de baixo ponto de fusão, têm características físicas adversas, que podem causar problemas de confiabilidade.

Desse modo, há uma necessidade de uma esfera de solda substancialmente livre de chumbo, de baixo ponto de fusão, confiável, para acoplar um chip ou encapsulamento ao nivel seguinte do conjunto (por exemplo, acoplamento de um encapsulamento a uma placa de circuito).

Sumário da Invenção

Nas primeiras concretizações, a presente invenção proporciona uma composição de solda, compreendendo uma liga de solda, em que a liga é substancialmente livre de chumbo, em que a liga inclui estanho (Sn), prata (Ag) e cobre (Cu), em que o estanho tem uma concentração percentual por peso na liga de pelo menos cerca de 90%, em que a prata tem uma concentração percentual por peso de X na liga,em que X é suficientemente pequeno para que a formação de placas de Ag_3Sn seja suprimida substancialmente, quando a liga em um estado liquefeito está sendo solidificada ao ser resfriada para uma temperatura inferior na qual a fase sólida Sn é nucleada, em que a temperatura inferior corresponde a um super resfriamento õT em relação à temperatura de fusão eutética da liga, e em que o cobre tem uma concentração percentual em peso na liga que não excede a cerca de 1,5%.

Nas segundas concretizações, a presente invenção proporciona um método para formação de uma estrutura elétrica, compreendendo as etapas de:

fornecimento de um primeiro substrato e uma primeira esfera de solda presa a um primeiro almofada eletricamente condutor, que é acoplado ao primeiro substrato, em que a primeira esfera de solda compreende uma liga de solda, *em que a liga é substancialmente livre de chumbo, em que a liga inclui estanho (Sn) prata (Ag) e cobre (Cu) $_f$ em que o estanho tem uma concentração percentual por peso na liga de pelo menos cerca de 90% e em que o cobre tem uma concentração percentual por peso na liga que não excede a cerca de 1,5%;

fornecimento de um segundo substrato e uma segunda almofada eletricamente condutor acoplado ao segundo substrato;

acoplamento da primeira esfera de solda à segunda almofada;

fusão da primeira esfera de solda através do aquecimento da primeira esfera de solda para formar uma esfera de solda modificada; e

solidificação da esfera de solda modificada através do resfriamento da esfera de solda modificada até uma temperatura inferior em que a fase de Sn é nucleada e em

que a temperatura inferior corresponde a um super resfriamento δT em relação à temperatura de fusão eutética da liga, em que a esfera de solda modificada solidificada é

uma junta de solda que acopla o primeiro substrato ao segundo substrato e em que uma concentração percentual por peso de prata X_2 na esfera de solda modificada é suficientemente pequena para que a formação de placas de Ag3Sn seja suprimida substancialmente durante o referido resfriamento.

Nas terceiras concretizações, a presente invenção proporciona um método para formação de uma composição de solda, compreendendo as etapas de:

fornecimento de uma liga de solda, em que a liga é substancialmente livre de chumbo, em que a liga inclui estanho (Sn), prata (Ag) e cobre (Cu), em que o estanho tem uma concentração percentual por peso na liga de pelo menos cerca de 90%, em que a prata tem uma concentração percentual por peso na liga que não excede a cerca de 4,0% e em que o cobre tem uma concentração percentual por peso na liga que não excede a cerca de 1,5%;

fusão da liga através do aquecimento da liga; e solidificação da liga fundida pelo resfriamento da liga fundida em uma taxa de resfriamento que é alta o bastante para suprimir substancialmente a formação de placas de Ag_3Sn na liga durante o referido resfriamento.

Nas quartas concretizações, a presente invenção proporciona um método para a formação de uma estrutura

elétrica, compreendendo as seguintes etapas:

fornecimento de um primeiro substrato e de uma primeira esfera de solda presa a uma primeira almofada eletricamente condutor, que é acoplado ao primeiro substrato, em que a primeira esfera de solda compreende uma liga de solda, em que a liga é substancialmente livre de chumbo, em que a liga inclui estanho (Sn) prata (Ag) e cobre (Cu), em que o estanho tem uma concentração percentual por peso na liga de pelo menos cerca de 90%, em que a prata tem uma concentração percentual por peso na liga que não excede a cerca de 4,0% e em que o cobre tem uma concentração percentual por peso na liga que não excede a cerca de 1,5%;

fornecimento de um segundo substrato e de uma segunda almofada eletricamente condutor acoplado ao segundo substrato;

acoplamento da primeira esfera de solda à segunda almofada;

fusão da primeira esfera de solda através do aquecimento da primeira esfera de solda para formar uma esfera de solda modificada; e

solidificação da esfera de solda modificada pelo resfriamento da esfera de solda modificada em uma taxa de resfriamento que é alta o bastante para suprimir

substancialmente a formação de placas de Ag_3Sn na esfera de solda modificada durante o referido resfriamento, em que a esfera de solda modificada solidificada é uma junta de solda que acopla o primeiro substrato ao segundo substrato.

Nas quintas concretizações, a presente invenção proporciona uma estrutura elétrica de pré-soldagem compreendendo:

um primeiro substrato e uma primeira esfera de solda presa a uma primeira almofada eletricamente condutor que é acoplado ao primeiro substrato, em que a primeira esfera de solda compreende uma liga de solda, em que a liga é substancialmente livre de chumbo, em que a liga inclui estanho (Sn), prata (Ag) e cobre (Cu), em que o estanho tem uma concentração percentual por peso na liga de pelo menos cerca de 90% e em que o cobre tem uma concentração percentual por peso na liga que não excede a cerca de 1,5%;

um segundo substrato e uma segunda almofada eletricamente condutór acoplado ao segundo substrato, em que a primeira esfera de solda é acoplada ao segundo almofada, em que a primeira esfera de solda é adaptada para ser fundida ao ser aquecida para formar uma esfera de solda modificada, em que a esfera de solda modificada é adaptada para ser solidificada ao ser resfriada até uma temperatura inferior, na qual a fase sólida de Sn é nucleada, em que a

temperatura inferior corresponde a um super resfriamento δT em relação à temperatura de fusão eutética da liga, em que a esfera de solda modificada solidificada é uma junta de solda que acopla o primeiro substrato ao segundo substrato e em que uma concentração percentual por peso de prata X2 na esfera de solda modificada é suficientemente pequena para que a formação de placas de Ag_3Sn seja suprimida substancialmente durante o referido resfriamento.

Nas sextas concretizações, a presente invenção proporciona uma estrutura elétrica pós-soldagem compreendendo:

um primeiro substrato; e

um segundo substrato, em que o primeiro substrato é acoplado ao segundo substrato por uma junta de solda, em que a junta de solda compreende uma liga, em que a liga é substancialmente livre de chumbo, em que a liga inclui estanho (Sn), prata (Ag) e cobre (Cu), em que o estanho tem uma concentração percentual por peso na liga de pelo menos cerca de 90%, em que a prata em uma concentração percentual por peso na liga de X_2, em que X_2 é suficientemente pequeno para que as placas de Ag_3Sn fiquem substancialmente ausentes na junta de solda e em que o cobre tem uma concentração percentual por peso na liga que não excede a cerca de 1,5%.

A presente invenção proporciona uma esfera de solda confiável, de baixo ponto de fusão, substancialmente livre de chumbo para acoplamento de um encapsulamento a uma placa de circuito ou para acoplamento de um chip de circuito integrado a um encapsulamento.

Breve Descrição dos Desenhos

A figura 1A representa uma vista em corte transversal de uma estrutura eletrônica, mostrando um primeiro substrato em posição para ser soldado a um segundo substrato.

A figura 1B representa uma vista em corte transversal da estrutura eletrônica da figura 1 após o primeiro substrato ter sido soldado ao segundo substrato.

As figuras 2A - 2B representam imagens em corte transversal de uma junta de solda associada com uma esfera de solda após a junta de solda ter sido submetida à testagem de ciclo térmico.

As figuras 3A - 3B representam imagens em corte transversal de uma junta de solda associada com uma esfera de solda de conjunto de grades de esferas (BGA) após a junta de solda ter sido submetida à testagem de ciclo térmico.

A figura 3C representa imagens em corte transversal de uma junta de solda associada com uma esfera de solda de

BGA, mostrando a propagação de trincas ao longo da placa de prata estanho na esfera de solda em seguida à testagem de ciclo térmico da junta de solda.

As figuras 4A - 4D representam imagens em corte transversal de uma esfera de solda de Sn 3,8Ag 0,7 Cu após ser soldada por refusão a um almofada de niquel ouro em taxas de resfriamento abrangendo 0,2 a 3,0 °C/s, de acordo com concretizações da presente invenção.

As figuras 5A - 5C representam imagens em corte transversal de uma esfera de solda de Sn-3,4Ag-0,9Cu após ser soldada com refusão a uma almofada de níquel - ouro em taxas de resfriamento abrangendo 0,2 a 3,0 °C/s, de acordo com concretizações da presente invenção.

As figuras 6A - 6C representam imagens em corte transversal de uma esfera de solda de Sn-3,2Ag-0,9Cu após ser soldada com refusão a uma almofada de níquel - ouro em taxas de resfriamento abrangendo 0,2 a 3,0 °C/s, de acordo com concretizações da presente invenção.

As figuras 7A - 7C representam imagens em corte transversal de uma esfera de solda de Sn-2,5Ag-0,9Cu após ser soldada com refusão a uma almofada de níquel -ouro em taxas de resfriamento abrangendo 0,2 a 3,0 °C/s, de acordo com concretizações da presente invenção.

As figuras 8A - 8C representam imagens em corte

transversal de uma esfera de solda de Sn-2,1Ag-0,9Cu após ser soldada com refusão a um almofada de níquel -ouro em taxas de resfriamento abrangendo 0,2 a 3,0 °C/s, de acordo com concretizações da presente invenção.

As figuras 9A - 9C representam imagens em corte transversal de uma esfera de solda de Sn-3,5 após ser soldada com refusão a um almofada de níquel ouro em taxas de resfriamento abrangendo 0,2 a 3,0 °C/s, de acordo com concretizações da presente invenção.

As figuras 10A - 10C representam imagens em corte transversal de uma esfera de solda de Sn-3,5Ag após ser soldada com refusão a uma almofada de cobre em taxas de resfriamento abrangendo 0,2 a 3,0 °C/s, de acordo com concretizações da presente invenção.

A figura 11 é uma imagem de uma vista de topo de placas de prata estanho de esferas de solda de Sn-3,8Ag-0,7Cu formadas em um conjunto de almofadas de BGA, em que a maior parte do componente de estanho da esfera de solda foi dissolvido, de acordo com concretizações da presente invenção.

A figura 12 é uma imagem em corte transversal de uma junta de esfera de solda de Sn-3,8Ag-0,7Cu tendo placas de prata estanho de orientações angulares diferentes, de acordo com concretizações da presente invenção.

As figuras 13A - 13B são imagens de uma placa de prata estanho que permaneceu após a maior parte do componente de estanho ter sido dissolvido de uma esfera de solda de Sn-3,8Ag-0,7Cu, de acordo com concretizações da presente invenção.

A figura 14 é um gráfico de barras mostrado microdureza como uma função de concentração percentual por peso de Ag e taxa de resfriamento para uma liga de SAC de Sn-Xag-0,9Cu, em que X é prata percentual por peso, de acordo com concretizações da presente invenção.

A figura 15 representa uma seção do diagrama de fases ternário de Sn-Ag-Cu, tendo uma concentração constante de Cu de 0,7% por peso, de acordo com concretizações da presente invenção.

Descrição Detalhada da Invenção

A figura 1A representa uma vista em corte transversal de uma estrutura elétrica (por exemplo, uma estrutura de empacotamento eletrônico) 10, mostrando um substrato 12 em posição para ser soldada a um substrato 18, de acordo com as concretizações da presente invenção. Um almofada eletricamente condutor ("almofada") 13 é preso ao substrato 12 e uma esfera de solda 14 é acoplada à almofada 13. Por exemplo, esferas de solda 14 podem estar em contato com o almofada 13 (por exemplo, em contato metalúrgico e/

ou elétrico com o almofada 13) Assim, o substrato 12, o almofada 13 e a esfera de solda 14 são acoplados juntos como uma unidade mecânica única. A esfera de solda 14 foi acoplada à almofada 13 por qualquer método conhecido por um pessoa de habilidade comum na técnica, tal como, inter *alia*, pela refusão da esfera de solda 14 no almofada 13, seguida pelo resfriamento e, desse modo, solidificando a esfera de solda 14. Um almofada 17 é preso ao substrato 18 e uma pasta de solda 16 foi aplicada à almofada 17 e está em contato com o almofada *11*. O substrato 12 deve ser soldado ao substrato 18 através de aquecimento, fusão e refusão da pasta de solda 16 e da esfera de solda 14, de modo que a solda fundida e refundida da pasta de solda 16 é incorporada na esfera de solda 14 para formar a esfera de solda modificada 15 da figura 1B. A esfera de solda modificada 15 compreende a pasta de solda 16 como tendo sido incorporada na esfera de solda 14 durante a fusão e a refusão antes mencionadas da pasta de solda 16 e da esfera de solda 14. Após ser resfriada e solidificada, a esfera de solda modificada 15 serve como uma junta de solda que acopla o substrato 12 ao substrato 18. Em algumas concretizações, a junção dos substratos 12 e 18 é realizada sem o uso da pasta de solda 16. Nessas concretizações, apenas fluxo é usado para facilitar o processo de junção.

Em outras concretizações, a pasta de solda 16 pode ser usada para unir os substratos 12 e 18, em que a esfera de solda 14 não se funde, mas é molhada pela solda da pasta de solda 16 sob condições de refusão e proporciona fixação mediante solidificação da solda da pasta de solda 16. Na figura 1A, a estrutura elétrica 10 pode ser denotada como uma "estrutura elétrica de pré-soldagem".

A figura 1B representa uma vista em corte transversal da estrutura eletrônica 10 da figura 1A após o substrato 12 ter sido soldado ao substrato 18 de modo que a pasta de solda 16 e a esfera de solda 14 foram fundidas completamente, de acordo com concretizações da presente invenção. Na figura 1B, a esfera de solda modificada solidificada 15 serve como uma junta de solda que acopla o substrato 12 ao substrato 18. A esfera de solda modificada 15 compreende o material da esfera de solda 14 e o material da pasta de solda 16 (ver figura 1A). De um modo geral, N esferas de solda acoplam, mecânica, e eletricamente, o substrato 12 ao substrato 18, em que $N \geq 1$, e em que cada uma das N esferas de solda é tipificada pela esfera de solda modificada 15. Na figura 1B, a estrutura elétrica 10 pode ser denotada como uma "estrutura elétrica de pós-soldagem".

Em uma concretização alternativa, a pasta de solda 16

não é usada e um fluxo é usado em lugar disso de acordo com a presente invenção, usando qualquer material de fluxo conhecido por alguém de habilidade comum na técnica, para acoplar a esfera de solda 14 à almofada 17. Quando o fluxo é usado, a esfera de solda modificada 15 inclui, essencialmente, o material da esfera de solda 14 e não inclui qualquer pasta de solda. Em outras concretizações alternativas, nem fluxo nem a pasta de solda 16 é usado para acoplar a esfera de solda 14 à almofada 17 de acordo com a presente invenção.

Nas figuras 1A e 1B, os substratos 12 e 18 podem compreender, cada um deles, qualquer composto elétrico, eletrônico, laminado, componente etc. Como um primeiro exemplo, o substrato 12 pode compreender um chip de circuito integrado ("chip") e o substrato 18 pode compreender um encapsulamento (por exemplo, um encapsulamento de cerâmica ou orgânico) Na fixação do chip a ura encapsulamento, a pasta de solda, tipicamente, não é usada. Como um segundo exemplo, o substrato 12 pode compreender um encapsulamento (por exemplo, um encapsulamento de cerâmica ou orgânico) e o substrato 18 pode compreender uma placa de circuito. No segundo exemplo, a esfera de solda 14 pode ser uma esfera de solda de conjunto de grade de esferas ("BGA — *Ball 'Grid Array*"). Os

enchimentos 13 e 17 podem ser qualquer tipo de enchimento e compreendem qualquer material ou materiais, conhecidos por alguém de habilidade comum na técnica tal como, inter *alia*, um almofada de cobre, uma almofada de cobre revestido de níquel ouro ("almofada de níquel ouro", isto é, uma almofada de cobre revestido por uma camada de níquel e uma camada de ouro revestindo a camada de níquel) etc. A pasta de solda 16 pode ter qualquer composição aplicável (por exemplo, qualquer composição substancialmente livre de chumbo aplicável) conhecida por uma pessoa de habilidade comum na técnica. Por exemplo, a pasta de solda 16 pode compreender uma composição de pasta de solda com percentual por peso de: 3,5 - 4,0% de prata; 0,5% - 0,9% de cobre e o restante como estanho, essencialmente, com possíveis adições de quantidades traço ou pequenas de outros constituintes. Como outro exemplo, a pasta de solda 16 pode compreender uma composição de pasta de solda com percentual por peso de: 3,5 4,0% de prata e o restante como estanho, essencialmente, com possíveis adições de quantidades traço ou pequenas de outros constituintes.

Para a presente invenção, a esfera de solda 14 compreende uma liga de estanho (Sn) prata (Ag) e cobre (Cu), tendo concentrações de Sn, Ag e Cu ("SAC") que se referem às composições comerciais de liga de SAC e à

composição ternária eutética de liga de SAC. Tipicamente, as composições comerciais de liga de SAC compreendem Sn-3,8Ag-0,7Cu (isto é, 3,8 por cento por peso de Ag e 0,7 por cento por peso de Cu) e Sn-4, OAg-0, 0,5Cu (isto é, 4,0 por cento de peso de Ag e 0,5 por cento de peso de Cu. Com base na melhor informação experimental na literatura científica, a composição ternária eutética de liga de SAC é Sn-ctAg-pCu, em que a é cerca de 3,4 a 3,5 e em que p está entre cerca de 0,8 a 0,9. As composições de ligas de SAC nessa faixa composicional eutética quase ternária estão levando a soldas candidatas isentas de chumbo para substituir a liga de Sn~37Pb que é corrente e historicamente usada em processos de montagem de componentes eletrônicos.

Para fins notacioiiais, quando a liga de SAC é aqui expressa na forma de Sn-aAg-pCu, deve ser compreendido que a denota a concentração percentual por peso de Ag na liga de SAC e p denota a concentração percentual por peso de Cu na liga de SAC. O percentual restante de (100-a-p) da liga de SAC, por peso, compreende essencialmente estanho e possivelmente quantidades traço ou pequenas de outros constituintes (por exemplo, bismuto ou antimonio, como será discutido a seguir). Notação similar com interpretações análogas será usada aqui para outras ligas que não a liga

de SAC, de modo que um coeficiente de um componente de uma liga (por exemplo, o coeficiente a ou 3,4 do componente Ag da liga de SAC) denota a concentração percentual por peso do componente na liga.

Como será demonstrado a seguir, as composições precedentes de liga de SAC, quando presentes na esfera de solda modificada 15 da figura 1B, incluem placas de Ag_3Sn {"prata - estanho"), que promovem trincação de fadiga durante a execução de transientes térmicos, tais como durante a testagem de ciclo térmico simulando condições de aplicação de campo. A presente invenção impede essas placas de prata estanho de se formarem ou limita o tamanho dessas placas de prata estanho por meio da exploração sinergística da cinética em combinação com a termodinâmica de transformações de fase associadas com a solidificação da liga de SAC ternária a partir, do estado líquido após a liga de SAC ter sido fundida por aquecimento e refusão (fusão). A discussão a seguir resume os aspectos de transformações de fase relevantes que servem de base à presente invenção.

As três fases produzidas mediante solidificação completa da liga de SAC líquido (mediante resfriamento a partir de um estado líquido) são Sn, Ag_3 e CueSns. Para os fins da presente discussão, a liga ternária eutética de SAC

será usada como exemplificando o comportamento" geral de todas as ligas de SAC nessa faixa composicional quase eutética. Com o resfriamento da fase líquida de temperaturas acima do ponto de fusão, efeitos cinéticos, de não equilíbrio, intervêm para impedir a formação simultânea de todas as três fases no ponto de fusão; isto é, para impedir uma transformação de fase eutética verdadeira, porque a transformação de fase eutética de equilíbrio é inibida cineticamente. A fase cristalina de Ag_3Sn é nucleada facilmente e se forma com super resfriamento mínimo abaixo do ponto de fusão eutético de 217°C da liga de SAC eutética ternária. Essa fase de Ag_3Sn, que é a primeira fase sólida a formar mediante resfriamento de ou abaixo de 217°C, tem uma morfologia de crescimento semelhante à placa. Essas placas podem crescer rapidamente na fase líquida circundante. O volume da fase líquida compreende Sn e a fase cristalina de Sn não nucleía facilmente. A fase cristalina de Sn requer super resfriamento substancial para nucleação a partir do estado líquido. Super resfriamentos de 15 a 25°C são requeridos, tipicamente, para a formação da fase sólida de Sn. Durante o intervalo de tempo associado com o super resfriamento requerido para a nucleação da fase cristalina de Sn, as placas de Ag_3Sn podem se desenvolver até um tamanho grande.

Nas condições de processamento com taxas típicas de resfriamento de 0,2 a 0,3 °C/s, esse intervalo de tempo de resfriamento pode compreender dezenas de segundos e proporcionar tempo suficiente para as placas de Ag_3Sn se desenvolverem até um tamanho grande. Se a freqüência de nucleação para Ag_3Sn é baixa até o ponto em que apenas 1 ou 2 placas são formadas dentro da esfera de solda modificada 15 da figura 1B, então essas placas de Ag_3Sn podem se desenvolver o bastante para subtender toda a junta de solda pela esfera de solda modificada 15. Como será mostrado a seguir, essas placas de Ag_3Sn podem afetar adversamente as propriedades termomecânicas de fadiga dessas juntas de solda, para ambas as juntas de solda de chip para encapsulamento e de encapsulamento para placa de circuito. A análise de falhas demonstra que as falhas são causadas por acúmulo de deformações na interface entre as placas de Ag_3Sn e a fase sólida adjacente devido ao deslizamento dos contornos de grão nesse contorno de fase. Como será mostrado abaixo, através da alteração da concentração de Ag dentro da liga de SAC, a nucleação antecipada e o crescimento da fase Ag_3Sn podem ser impedidos de modo que esse mecanismo de falha por fadiga antecipada é vencido.

A presente invenção ensina como suprimir total, essencial ou substancialmente a formação das placas de

Ag_3Sn por um de dois métodos ou por uma combinação dos dois métodos. O primeiro método compreende a redução da concentração percentual por peso de Ag na liga de SAC até um valor abaixo da concentração percentual por peso eutética de Ag de modo que a formação da placa de Ag_3Sn é termodinamicamente impossível até que o superresfriamento requerido para nuclear a fase sólida de Sn seja alcançado. O segundo método compreende o resfriamento total da fase líquida da liga de SAC em uma taxa de resfriamento que é rápida o bastante para impedir qualquer Ag_3Sn solidificado de se desenvolver até um tamanho que facilitará o trincamento por fadiga da esfera de solda modificada 15 da figura 1B, quando a esfera de solda modificada 15 é submetida a transientes térmicos não cíclicos (por exemplo, testagem de ciclo térmico). As figuras de 2 a 15 proporcionam suporte de teste para os dois métodos precedentes. A figura 15 proporciona um modelo termodinâmico que explica o primeiro método e prediz a concentração percentual por peso de Ag máxima necessária, que suprime a formação da placa de Ag_3Sn. Cronologicamente, os inventores da presente invenção desenvolveram primeiro o modelo termodinâmico e usaram o modelo termodinâmico para predizer a concentração percentual por peso de Ag máxima requerida, como uma função do super resfriamento abaixo da

temperatura de fusão eutética de 217 °C da liga ternária eutética de SAC. Então, os inventores conduziram testes gue confirmaram as predições do modelo termodinâmico. Os resultados dos testes das figuras de 2 a 15 são discutidos em seguida, acompanhados por uma discussão do modelo termodinâmico de acordo com a figura 15.

As figuras 2A - 2B representam imagens em corte transversais de uma junta de solda associada com uma esfera de solda de liga de SAC 20 após ser submetida à testagem de ciclo térmico. Nas figuras 2A e 2B, a esfera de solda 20 é presa a uma almofada de níquel - ouro 22, ao qual um módulo (isto é, uma embalagem de chip-encapsulamento) foi preso. A esfera de solda 20 também é presa a uma almofada de cobre 24, ao qual uma placa de circuito tinha sido presa. As almofadas 22 e 24 têm, cada uma delas, uma dimensão linear de $71,12 \times 10^{5}$ m (28 mil) através da superfície de almofada. A esfera de solda 20 compreendia uma liga SAC de Sn-3,8Ag-0, 7Cu antes da sua fixação à almofada de cobre 24. Durante a fixação do módulo à placa de circuito, a esfera de solda 20 foi formada com um superresfriamento estimado de cerca de 15 25°C, com base em medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito idênticas. A junta de solda da esfera de solda 20 nas figuras 2A e 2B é uma de muitas juntas de solda similares,

cada uma das quais tendo sido submetida a 1000 a 2000 ciclos térmicos entre 0°C e 100°C em que as taxas de aquecimento e resfriamento durante a ciclagem térmica de 100°C a 0°C eram cerca de 0,2 °C/s. A região 26 (mostrada na figura 2A e também em uma vista explodida na figura 2B) mostra deformação localizada na estrutura de junta da esfera de solda 20. A estrutura de junta tem uma aparência semelhante à coluna após a fixação a ambos as almofadas 22 e 24, conforme mostrado na figura 2A. Por causa da diferença no coeficiente de expansão térmica {"CET") entre o módulo e a placa, a junta de solda é submetida a um esforço cíclico dentro de cada ciclo térmico. Após a ciclagem térmica, algumas das juntas de solda foram seccionadas transversalmente para determinar os mecanismos para falha. O corte transversal mostrado nas figuras 2A e 2B não mostra falha da junta, mas mostra deformação localizada (isto é, formação de trinca 29) na região 26, onde uma placa de Ag_3Sn 28 subtende uma fração maior da seção transversal da junta. A deformação localizada ocorreu exatamente na superfície da placa pelo deslizamento inicial do contorno de grão entre a prata-estanho na fase metálica e a fase limite rica em estanho. O mecanismo de falha em algumas estruturas de junta pode levar à falha prematura, tal como uma abertura elétrica.

As figuras 3A - 3B representam imagens em corte transversais de uma junta de solda associada com uma esfera de solda de liga de SAC de conjunto de grade de esferas (BGA) 30 após ser submetida à testagem de ciclo térmico. Nas figuras 3A e 3B, a esfera de solda 30 é presa a um almofada de níquel prata 32 ao qual um módulo foi preso. A esfera de solda 30 também é presa a uma almofada de níquel - ouro 34 ao qual uma placa de circuito foi presa; As almofadas 32 e 34 têm, cada um deles, uma dimensão linear de 71,12 x 10^{-5} m (28 mils) através da superfície de almofada. A esfera de solda 30 compreendia uma liga SAC de Sn-3,8Ag-0,7Cu antes da sua fixação à almofada de níquel ouro 34. Durante a fixação do módulo à placa de circuito, a esfera de solda 30 foi formada em uma taxa de resfriamento de 0,7 - 0,9 °C/s com um superresfriamento estimado de cerca de 15 - 25 °C, com base em medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito idênticos. A junta de solda nas figuras 3A e 3B é uma de muitas juntas de solda similares, cada uma das quais tendo sido submetida a 1500 a 2500 ciclos térmicos entre 0 °C e 100 °C, em que as taxas de aquecimento e resfriamento durante a ciclagem térmica de 100 °C a 0 °C eram cerca de 0,2 °C/s. A região 36 (mostrada na figura 3A e também em uma vista ampliada na figura 3B) mostra deformação localizada na estrutura de

junta da esfera de solda 30. Uma falha por fadiga 31 ocorreu perto da almofada 32 e não houve falha por fadiga perto da almofada 34, o que é consistente com o fato de que a diferença de CET entre o módulo e a esfera de solda era muito maior do que a diferença de CET entre a esfera de solda e a placa de circuito. Perto da almofada 34, as figuras 3A e 3B proporcionam evidência de que a placa de Ag_3Sn 38 pode aumentar o processo de iniciação de trincamento por fadiga. A placa de Ag_3Sn 38 é uma estrutura intermetálica que se desenvolveu perto do almofada 34 de um lado da esfera 30. Devido aos processos de fadiga, tem havido uma localização de deformações na superfície da placa de Ag_3Sn 38, dando origem a uma estrutura semelhante a vazio induzida por deformação 39 em um canto do almofada 34 e uma trinca que cresce a partir dessa estrutura semelhante a vazio na massa da esfera 30. Isso mostra aumento da iniciação de trinca e dos processos de fadiga, que é o principal mecanismo de desgaste para as juntas de solda. A falha de junta de solda 31 não foi causada pela placa de Ag_3Sn 38, como acima discutido.

A figura 3C representa uma imagem em corte transversal de uma junta de solda associada com uma esfera de solda de liga de SAC de BGA 40, mostrando a propagação de trinca ao longo de uma placa de Ag_3Sn 48 na esfera de solda 40

seguindo a testagem de ciclo térmico da junta de solda. Na figura 3C, a esfera de solda 40 é presa a uma almofada de níquel ouro 42 ao qual um módulo foi preso. A esfera de solda 40 também é presa a uma almofada de cobre 44 ao qual uma placa de circuito foi preso. As almofadas 42 e 44 têm, cada um delas, uma dimensão linear de $71,12 \times 10^{-5}$ m (28 mils) através da superfície de almofada. A esfera de solda 40 compreendia uma liga SAC de Sn-3,8Ag-0,7Cu antes da sua fixação à almofada de níquel ouro 42. Durante a fixação do módulo à placa de circuito, a esfera de solda 40 foi formada em uma taxa de resfriamento de 0,7 - 0,9°C/s com um super resfriamento estimado de cerca de 15 - 25°C, com base em medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito idênticas. A junta de solda nas figuras 3C foi submetida a 2114 ciclos térmicos entre 0°C e 100°C, em que as taxas de aquecimento e resfriamento durante a ciclagem térmica de 100°C a 0°C eram cerca de 0,2°C/s. A figura 3C ilustra a propagação de uma trinca 49 ao longo da superfície da placa de Ag_3Sn 48 e propagação continuada da trinca 49 através de toda a largura da esfera de solda 40 de modo que a trinca 49 constitui uma falha na forma de circuito elétrico aberto.

Em resumo, as figuras 2A 2B, 3A 3B e 3C ilustram uma correlação entre as placas de Ag_3Sn existentes nas esferas

de solda de liga de SAC e a formação de trinca e/ ou falha por fadiga nas esferas de solda em seguida à ciclagem térmica tal como, inter *alia,* testagem de ciclo térmico. Desse modo, é desejável impedir ou inibir severamente a formação de placas de Ag_3Sn nas esferas de solda de liga de SAC. As figuras de 4 a 15 proporcionam suporte de testagem para os métodos da presente invenção para impedir ou inibir severamente a formação de placas de Ag_3Sn em esferas de solda de liga de SAC.

As figuras 4A 4D são imagens em corte transversais de uma esfera de solda de liga de SAC 50 após ser soldada com refusão em uma almofada de níquel-ouro 54 em taxas de resfriamento de 3,0 °C/s, 1,2 °C/s, e 0,2 °C/s nas figuras 4A, 4B e 4C, respectivamente, de acordo com concretizações da presente ınvenção. A figura 4D é uma vista ampliada da região 56 na figura 4C. A esfera de solda 50 compreendia uma liga de SAC de Sn-3, 8Ag-0,7 Cu antes de sua fixação à almofada 54. A almofada 54 tem uma dimensão linear de 63,5 x 10^{-5} m (25 mils) através da superfície de almofada 54. A temperatura de pico da esfera de solda 50 durante um processo de refusão de fusão foi 240°C e o super resfriamento em relação a 217°C foi estimado para estar na faixa de cerca de 15 - 25°C para as figuras 4 A - 4 D, com base nas medições de termopares usando conjuntos de placas

de circuito idênticos ou análogos. As figuras 4A e 4B mostram no máximo placas de Ag_3Sn muito pequenas nas taxas de resfriamento de 3,0 e 1,2 °C/s, respectivamente. As figuras 4C 4D mostram as placas de Ag_3Sn 55, 57, 58 e 59, em que a placa de Ag_3Sn 57 alcança quase todo o comprimento através da esfera de solda 50. A figura 4D também mostra uma estrutura de Cu_6Sn_5 53 na forma de uma haste hexagonal distorcida com furo redondo no centro do hexágono distorcido. Desse modo, as figuras 4A 4D mostram que as placas de Ag_3Sn são suprimidas ou de um tamanho muito pequeno na esfera de solda de liga de SAC de Sn-3,8Ag-0,7Cu 50, quando a taxa de resfriamento for pelo menos 1,2 °C/s, mas não são suprimidas e podem ser grandes, quando a taxa de resfriamento é 0,2 °C/seg.

Note que a escala de comprimento linear nas figuras 4A 4C é indicada por "5 mils" na canto esquerdo superior de cada figura, o que denota que 12,7 x 10^{-5} m (5 mils) do comprimento verdadeiro corresponde ao comprimento do segmento de linha diretamente sob o texto "5 mils". Similarmente, na figura 4D, a escala de comprimento linear é indicada pelo texto "2 mils" no canto esquerdo superior da figura 4D, o que denota que 5,08 x 10^{-5} m (2 mils) de comprimento verdadeiro corresponde ao comprimento do segmento de linha diretamente sob o texto de "2 mils".

Indicações de escala similares aparecem nas figuras 5 - 1 1 e 13, descritas a seguir.

As figuras 5A 5C são imagens em corte transversal de uma esfera de solda de liga de SAC 60 após ser soldada com refusão a um almofada de níquel - ouro 64 em taxas de resfriamento de 3,0 °C/s, 1,2 °C/s e 0,2 °C/s nas figuras 5A, 5B e 5C, respectivamente, de acordo com concretizações da presente invenção. A esfera de solda 60 compreendia uma liga SAC de Sn-3,4Ag-0,9Cu antes da sua fixação à almofada 64. A almofada 64 tem uma dimensão linear de 63,5 x 10^{-5} m (25 mils) através de superfície da almofada 64. O superresfriamento em relação a 217°C foi estimado na faixa de cerca de 15 25 °C, para as figuras 5A - 5C, com base em medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito análogos ou idênticos. As figuras 5A e 5B mostram no máximo placas de Ag_3Sn muito pequenas nas taxas de resfriamento de 3,0 e 1,2°C/s, respectivamente. A figura 5C mostra placas de Ag_3Sn 66, 67, 68 e 69 grandes. Desse modo, as figuras 5A 5C mostram que as placas de Ag_3Sn são suprimidas ou de um tamanho muito pequeno na esfera de solda de liga de SAC de Sn-3,4Ag-0,9Cu 60, quando a taxa de resfriamento for pelo menos 1,2 °C/s, mas não são suprimidas e podem ser grandes, quando a taxa de resfriamento é 0,2 °C/s.

As figuras 6A 6C são imagens em corte transversais de uma esfera de solda de liga de SAC 70 após ser soldada com refusão a um almofada de níquel ouro 74 em taxas de resfriamento de 3,0 °C/s; 1,2 °C/s e 0,2 °C/s nas figuras 6A, 6B e 6C, respectivamente, de acordo com concretizações da presente invenção. A esfera de solda 70 compreendia uma liga SAC de Sn-3,2Ag-0,9Cu antes da sua fixação à almofada 74. A almofada 74 tem uma dimensão linear de 63,5 x 10^{-5} m (25 mils) através de superfície do almofada 74. O super resfriamento estimado em relação a 217°C estava na faixa de cerca de 15 25°C, para as figuras 6A 6C, com base em medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito análogos ou idênticos. As figuras 6A e 6B mostram no máximo placas de Ag_3Sn muito pequenas nas taxas de resfriamento de 3,0 e 1,2 °C/s, respectivamente. A figura 6C mostra placas de Ag_3Sn 76 e 77 grandes. As figuras 6B e 6C mostram placas de Ag_3Sn pequenas 75, 78 e 79, em que as placas de Ag_3Sn 75, 78 e 79 podem ser pequenas o bastante para não facilitar o trincamento por fadiga da esfera de solda 70, quando a esfera de solda 70 é submetida aos transientes térmicos cíclicos ou não cíclicos(por exemplo,testagem de ciclo térmico). Desse modo, as figuras 6A - 6C mostram que as placas de Ag_3Sn são suprimidas ou de um tamanho muito pequeno na esfera de solda de liga de SAC

de Sn-3,2Ag-0,9Cu 70, quando a taxa de resfriamento for pelo menos 1,2 ^{o}C/s, mas não são suprimidas e podem ser grandes, quando a taxa de resfriamento é 0,2 °C/s.

As figuras 7A 7C são imagens em corte transversais de uma esfera de solda de liga de SAC 80 após ser soldada com refusão a uma almofada de níquel- ouro 84 em taxas de resfriamento de 3,0 °C/s; 1,2°C/s e 0,2°C/s nas figuras 7A, 7B e 7C, respectivamente, de acordo com concretizações da presente invenção. A esfera de solda 80 compreendia uma liga SAC de Sn-2,5Ag-0,9Cu antes da sua fixação à almofada 84. A almofada 84 tem uma dimensão linear de 63,5 x 10^{-5} m (25 mils) através de superfície da almofada 84. O superresfriamento estimado em relação a 217°C foi estimado estar na faixa de cerca de 15 - 25°C, para as figuras 7A - 7C, com base em medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito análogos ou idênticos. As figuras 7A, 7B e 7C mostram no máximo placas de Ag_3Sn muito pequenas em cada uma das três taxas de resfriamento de 3,0, 1,2 e 0,2°C/s, respectivamente. A Ag_3-Sn é solidificada não como placas, mas dispersas em uma estrutura de esfriamento como partículas entre a fase rica em estanho, que aparecem nas figuras 7A 7C como esfriamento de fundo, cinza claro 82. A estrutura de composto intermetálico dispersa, compreendendo partículas de Ag_3Sn e Cu_6Sn_5, é bastante homogênea e,

portanto, menos suscetíveis à tensão do que as placas de Ag_3Sn. Desse modo, as figuras 7A - 7C mostram que as placas de Ag_3Sn são suprimidas ou de um tamanho muito pequeno na esfera de solda de liga de SAC de Sn-2,5Ag-0,9Cu 80, quando a taxa de resfriamento está na faixa de 0,2 a 3,0°C/s. Note que essencialmente os mesmos resultados de supressão de placas de Ag_3Sn foi obtida para o mesmo teste, como é mostrado nas figuras 7A 7C, exceto que a concentração de Ag era 2,7%, em lugar de 2,5%.

As figuras 8A 8C são imagens em corte transversais de uma esfera de solda de liga de SAC 90 após ser soldada com refusão a uma almofada de níquel - ouro 94 em taxas de resfriamento de 3,0 °C/s; 1,2 °C/s e 0,2°C/s nas figuras 8A, 8B e 8C, respectivamente, de acordo com concretizações da presente invenção. A esfera de solda 90 compreendia uma liga SAC de Sn-2, lAg-0,9Cu antes da sua fixação à almofada 94. A almofada 94 tem uma dimensão linear de 63,5 x 10^{-5} m (25 mils) através de superfície da almofada 94. O superresfriamento estimado em relação a 217°C foi estimado estar na faixa de cerca de 15 25 °C, para as figuras 8A - 8C, com base em medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito análogos ou idênticos. As figuras 8A, 8B e 8C mostram no máximo placas de Ag_3Sn muito pequenas em cada uma das três taxas de resfriamento de 3,0,1,2 e

0,2°C/s, respectivamente. A Ag_3-Sn é solidificada não como placas, mas dispersa em uma estrutura de estriamento como foi acima discutido em conjunto com as figuras 7A 7C. Desse modo, as figuras 8A 8C mostram que as placas de Ag_3Sn são suprimidas ou de um tamanho muito pequeno na esfera de solda de liga de SAC de Sn-2,1Ag-0,9Cu 90, quando a taxa de resfriamento está na faixa de 0,2 a 3,0 °C/s.

Em resumo,as figuras 4 - 8 mostram que a formação de placas de Ag_3Sn em uma esfera de solda de liga de SAC presa a um substrato (por exemplo, uma placa de circuito ou um encapsulamento) é "substancialmente suprimida",se a concentração de Ag na esfera de solda é 2,7% ou menos independente da taxa de resfriamento ou se a taxa de resfriamento for pelo menos 3,0°C/s independente da concentração de Ag; e a formação de placa de Ag_3Sn em uma esfera de solda de liga de SAC presa a um substrato não pode ser suprimida substancialmente, se a concentração de Ag na esfera de solda for 3,2% ou mais com taxas de resfriamento de 1,2°C/s ou menos. Por definição, a formação de placa de Ag_3Sn em uma esfera de solda(ou em uma junta de solda) é "substancialmente suprimida", se não houver formação de placa de Ag_3Sn na esfera de solda(ou na junta de solda) ou qualquer placa de Ag_3Sn formada for pequena o bastante de modo a não facilitar o trincamento por fadiga

da esfera de solda (ou da junta de solda), quando a esfera de solda (ou junta de solda for submetida às tensões térmicas induzidas cíclicas ou não cíclicas(por exemplo, durante a testagem de ciclo térmico). Como um exemplo, as placas de Ag_3Sn 75, 78 e 79 das figuras 6B e 6C são pequenas o bastante de modo a não facilitar p referida trincamento por fadiga, enquanto placas de Ag_3Sn grandes 76 e 77 da figura 6C são grandes o bastante para facilitar a referida trincação de fadiga. A concentração de corte de Ag abaixo da qual a formação da placa de Ag_3Sn é suprimida substancialmente depende da magnitude do super resfriamento como será explicado a seguir em conjunto com o modelo termodinâmico da figura 15. Desse modo, a concentração de corte de Ag pode ficar, tipicamente, em algum ponto entre 2,7% de Ag e 3,2% de Ag, dependendo da magnitude do super resfriamento. A concentração de corte de Ag pode ser determinada por alguém de habilidadecomum na técnica sem experimentação indevida através da realização de testes do tipo associado com as figuras 4 - 8 .

Por definição, a formação de placa de Ag_3Sn em uma esfera de solda (ou em uma junta de solda) é "suprimida essencialmente", se não houver, essencialmente, a formação de placa de Ag_3Sn na esfera de solda (ou na junta de solda). As figuras 4 - 8 mostram que a formação de placa

de Ag_3Sn em uma esfera de solda de liga de SAC presa a um substrato (por exemplo, uma placa de circuito ou um encapsulamento) é "suprimida essencialmente", se a concentração de Ag na esfera de solda for 2,7% ou menos, substancialmente independente da taxa de resfriamento, ou se a taxa de resfriamento for pelo menos 3,0°C/s, substancialmente independente da concentração de Ag.

Adicionalmente, as figuras 4 - 8 mostram que a formação de placa de Ag_3Sn em uma esfera de solda de liga de SAC presa a um substrato (por exemplo, uma placa de circuito ou um encapsulamento) é substancialmente suprimida, independente, substancialmente, da concentração de Ag, se a taxa de resfriamento for suficientemente alta (isto é, pelo menos cerca de 3,0°C/s). Desse modo, a formação de placa de Ag_3Sn poderia ser suprimida substancialmente com taxas de resfriamento suficientemente altas, mesmo se composições comerciais de liga de SAC (isto é, 3,8Ag-4,0Ag)ou a composição ternária eutética de liga de SAC (isto é, 3,4Ag) for usada. Uma vez que a formação de placa de Ag_3Sn não é suprimida substancialmente em uma taxa de resfriamento de 1,2°C/s ou menos, há uma taxa de resfriamento limite, entre 1,2 e 3,0°C/s, acima da qual a formação de placa de Ag_3Sn é suprimida substancialmente. A taxa de resfriamento limite é uma função da composição da

liga de SAC e dos núcleos heterogêneos disponíveis que promovem a nucleação da fase sólida de Sn. A taxa de resfriamento limite pode ser determinada por alguém de habilidade comum na técnica sem experimentação indevida pela realização de testes do tipo associado com as figuras 4 a 8.

As figuras 9A 9C são imagens em corte transversais de uma esfera de solda de liga de SAC 100 após ser soldada com refusão a uma almofada de níquel - ouro 104 em taxas de resfriamento de 3,0 °C/s; 1,2°C/s e 0,2°C/s nas figuras 9A, 9B e 9C, respectivamente, de acordo com as concretizações da presente invenção. A esfera de solda 100 compreendia uma liga de Sn-3,5Ag antes de sua fixação à almofada 104. A almofada 104 tem uma dimensão linear de 60,96 x 10^{-5} m (24mils) através da superfície de almofada 104. O superresfriamento em relação a 217°C foi estimado estar na faixa de cerca de 15 - 25°C, para as figuras 9A 9C, com base em medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito análogos ou idênticos. As figuras 9A, 9B e 9C mostram no máximo placas de Ag_3Sn muito pequenas em cada uma das três taxas de resfriamento de 3,0, 1,2 e 0,2°C/s, respectivamente. Deve ser notado que Cu não é um componente da liga da esfera de solda 100. Desse modo, as figuras 9ª - 9C mostram que, ainda que a concentração de Ag por peso

seja alta (isto é, 3,5%) as placas de Ag_3Sn grande 116 na taxa de resfriamento de 0,2 °C/s. Embora o Cu não seja um componente da liga de esfera de solda 110 antes de ser aquecida e refundida, a existência da placa de Ag_3Sn 116 junto com os resultados discutidos acima para as figuras 9A 9C sugere que algum cobre migrou do almofada 114 para a esfera de solda 110. Desse modo, os resultados combinados mostrados nas figuras 10A 10C e 9A - 9C sugerem que o cobre pode facilitar ou aumentar a nucleação das placas de Ag_3Sn. Os inventores da presente invenção também determinaram que uma adição de bismuto, similarmente, facilita ou aumenta a nucleação das placas de Ag_3Sn. Não obstante, se a concentração de Ag for suficientemente pequena (isto é, abaixo da concentração de corte de Ag,como discutido acima) ,então, uma adição de bismuto não pode facilitar ou aumentar a nucleação das placas de Ag_3Sn. Note que uma adição de bismuto pode impedir a peste do estanho como será discutido a seguir.

As figuras 11 - 13 representam morfologia e a geometria de placas de Ag_3Sn na liga de solda de SAC, de acordo com concretizações da presente invenção.

A figura 11 é uma imagem óptica de uma vista de topo de placas de Ag_3Sn nas esferas de solda de liga de SAC presas a um conjunto de almofadas de BGA, em que a maior

parte do componente de Sn da liga de SAC foi dissolvida na figura 11 de modo que apenas os componentes de Ag_3Sn e Cu_6Sn_5 da liga de SAC permanecem nas almofadas de BGA, de acordo com concretizações da presente invenção. As esferas de solda da liga de SAC foram formadas após serem soldadas com refusão às almofadas de níquel ouro em taxas de resfriamento de 0,02°C/s. As esferas de solda compreendiam uma liga de SAC de Sn-3,8Ag-0,4Cu antes de serem soldadas com refusão às almofadas de BGA. As almofadas têm, cada uma delas, uma dimensão linear de $63,5 \times 10^{-5}$ (25 mils) através da superfície de almofada. As almofadas aparecem na figura 11 como tendo formas aproximadamente circulares ou ligeiramente elípticas e são organizados em um padrão de matriz ordenado. As placas de Ag_3Sn aparecem na figura 11 como estruturas de chapa no topo das almofadas de BGA. A dimensão da placa de Ag_3Sn medida maior paralela às superfícies de almofada é cerca de $76,2 \times 10^{-5}$ (30 mils)(isto é, 762 mícras). A dimensão paralela às superfícies de almofada das hastes de Cu_6Sn_5 hexagonais distorcidas é tipicamente cerca de $1,27 \times 10^{-5}$ 0,5 mils (isto é, 13 micras). A morfologia da placa de Ag_3Sn na figura 11 é altamente variável. Devido à orientação variável da placa de Ag_3Sn com relação à direção de observação que é normal às superfícies de almofada,algumas

das placas de Ag_3Sn parecem com placas enquanto outras placas de Ag_3Sn parecem com agulhas.

A figura 12 é uma imagem em corte transversal de uma esfera de solda de liga de SAC 120 em uma almofada de níquel ouro 127, em que a esfera de solda 120 compreende placas de Ag_3Sn 121 126 com orientações angulares diferentes, de acordo com concretizações da presente invenção. A esfera de solda 120 compreendia uma liga de Sn-3,8Ag-0,7Cu antes de sua fixação à almofada 127. Os ângulos das placas de Ag_3Sn 121-126 com relação à direção 129 variam de ligeiramente acima de zero graus para a placa de Ag_3Sn 124 até ligeiramente abaixo de 90 graus para a placa de Ag_3Sn 123. A esfera de solda de liga de SAC foi formada após ser soldada com refusão à almofada 127 em uma taxa de resfriamento de 0,02°C/s. O super resfriamento em relação a 217°C foi estimado estar na faixa de cerca de 15 25°C, com base nas medições de termopares usando conjuntos de placas de circuito idênticos ou análogos. A almofada 127 tem uma dimensão linear de $71,12 \times 10^{-5}$ (28 mils) através da superfície de almofada 127.

AS figuras 13A 13B são imagens de uma placa de Ag_3Sn 130 que permaneceu após a maior parte do componente de Sn ter sido dissolvido de uma esfera de solda de liga de SAC

que foi soldada a uma almofada, de acordo com as concretizações da presente invenção. A esfera de solda 120 compreendia uma liga de SAC de Sn-3,8Ag-0,7Cu antes de sua fixação à almofada. A esfera de solda de liga de SAC tinha sido formada após ter sido submetida a uma taxa de resfriamento de 0,02°C/s, após ser aquecida acima de 217°C. A figura 13B é uma vista ampliada da região 133 da placa de Ag_3Sn da figura13A. A figura 13B representa a morfologia da placa de Ag_3Sn 130. A placa 130 foi analisada quanto à sua composição, usando espectrometria de energia dispersiva de raios X (EDS), que confirmou que a placa 130 compreendia Ag_3Sn. A placa 130 representa outras dessas placas similarmente analisadas como tendo comprimentos de placa tipicamente em uma faixa de 300 500 mícras e as espessuras das placas,tipicamente, em uma faixa de 25 30 mícras. Um comprimento de placa tão alto quanto cerca de 800 mícras foi observado.

A tabela 1 é uma tabela mostrando variações da faixa pastosa como uma função de desvios na concentração de cobre e prata a partir de uma liga de SAC de Sn-3,8Ag-0,7Cu, de acordo com as concretizações da presente invenção. A faixa pastosa AT é o diferencial entre a temperatura *liquidus* ($T_{LIQUIDUS}$) e a temperatura *solidus* ($T_{SOLIDUS}$) para a liga de SAC.

Tabela 1:

	INTERVALO PASTOSO ($\Delta T = T_{Líquido}\ T_{sólido}$)	
LIGA de SAC	**0,7 Cu**	**0,9 Cu**
Sn2,1Ag x Cu	**3,5**	**15,7**
Sn2,3Ag x Cu	**3,3**	**17,3**
Sn2,5Ag x Cu	**2,6**	**17,3**
Sn2,7Ag x Cu	**2**	**17,3**
Sn2,9Ag x Cu	**1,6**	**17,3**

A tabela 1 mostra ΔT em duas concentrações percentuais por peso de cobre (0,7 e 0,9%) e em cinco concentrações percentuais por peso de prata (2,1%, 2,3%, 2,5%, 2,7% e 2,9%). A tabela 1 mostra ΔT em uma faixa de 2 - 4°C através das cinco concentrações de prata, quando a concentração de cobre é 0,7%, e ΔT em uma faixa de 16-17°C através das cinco concentrações de prata, quando concentração de cobre é 0,9%. Desse modo, ΔT parece ser altamente sensível à concentração de cobre, mas não muito sensível à concentração de prata nessa faixa composicional hipoeutética de Ag.

A tabela 1 sugere que, se a concentração de cobre for cerca de 0,7% ou menos, então, a faixa através da qual a liga de SAC se funde será pequena, com base na concentração de cobre apenas e a concentração de cobre pode aumentar a

faixa de fusão apenas por um grau ou dois. Contudo, se a concentração de cobre for 0,9% ou mais, então, a janela de temperatura bifásica através da qual a solidificação/ fusão ocorre é muito maior (pelo menos cerca de 15°C), o que pode ser inaceitável porque a taxa de defeitos da solda na junta de solda poderia subir dramaticamente. Esses defeitos da solda incluem, inter *alia,* levantamento de filete, levantamento de almofada, levantamento de esfera de solda etc., todos os quais podem causar um circuito aberto na junta de solda. Desse modo, dependendo de quão significativa à faixa pastosa é em uma aplicação pretendida, pode ser desejável que a concentração de cobre na esfera de solda de SAC não seja superior a 0,7; 0,8; 0,9 por cento por peso. De um modo geral, a faixa pastosa pode ser controlada pela concentração-percentual por peso de cobre na liga de SAC de maneira que reflita a aplicação pretendida. Assim, dependendo da aplicação, a faixa pastosa pode ser controlada de modo a não ser mais do que um valor tal como 1°C, 3°C, 5°C, 10°C, 15°C, 25 °C etc.

Os resultados da tabela 1 precedente podem ser aplicados ao efeito de soldagem de uma esfera de solda de SAC a uma almofada de cobre ou a uma almofada de níquel ouro para o caso em que a concentração inicial de Cu na esfera de solda (isto é, a concentração de Cu antes de

refundir) é cerca de 0,7%. Se a almofada for uma almofada de cobre, então, durante o aquecimento e a refusão, o cobre na almofada migra para a esfera de solda líquida, que poderia elevar a concentração de Cu na esfera de solda para 1,0% em apenas duas ou três recirculações. Em cada refusão sucessiva, a concentração de cobre na esfera de solda aumenta até que a concentração de cobre no estanho líquido alcança a saturação. Se mais cobre for adicionado quando a concentração de cobre está na concentração de cobre saturada, o cobre em excesso sairá da solução como um precipitado de Cu_6Sn_5. A concentração de cobre saturada é dependente da temperatura e é cerca de 1,5% em cerca de 250 °C. Poder-se-ia, naturalmente, iniciar com uma esfera de solda de SAC tendo uma concentração de cobre de 1,5% antes da esfera de solda ser refundida para um almofada de cobre.

Se for desejado impedir a esfera de solda de SAC de ter uma concentração final de Cu (isto é, uma concentração de Cu de após refusão) de não mais do que cerca de 0,7%, a concentração inicial de Cu na esfera de solda pode ser ajustada para não mais do que cerca de 0,4 ou 0,5%. Essas considerações também se aplicam a outros acabamentos de superfície soldável tais como acabamentos de superfície de imersão de Ag e Pd, tendo revestimento de superfície fino. Nesses casos, o revestimento da superfície fino é

prontamente dissolvido na solda durante uma única refusão. Sob essas condições, a almofada de Cu subjacente é, tipicamente, exposta à solda e a concentração de Cu na junta de solda pode subir, consequentemente. Se a almofada for uma almofada de níquel- ouro, porém, então, durante o aquecimento e a refusão, o níquel na fase intermetálica na interface de almofada retém, uma porção substancial da fração total do cobre inicial na esfera de solda, fazendo com que a concentração de cobre da esfera de solda caia. Desse modo, se a concentração inicial de Cu for cerca de 0,7% e se a esfera de solda de SAC for soldada a uma almofada de níquel - ouro, então,a concentração de cobre da esfera de solda de SAC poderia ser reduzida para 0,4% em apenas 2 ou 3 refusões. Assim, há uma ampla faixa de cobre que é compreendida pela esfera de solda de após-refusão, dependendo do material de almofada ao qual a esfera de solda foi soldada. Contudo, a redução da concentração de Cu não é adversa de um ponto de vista da faixa pastosa, como acima explicado, e pode, portanto, ser desejável para a concentração de Cu de após-refusão na esfera de solda para estar na ou abaixo da concentração de Cu eutética de cerca de 0,7%, de modo que a faixa pastosa seja razoavelmente limitada a não mais do que cerca de dois ou três °C. Consequentemente, se as mesmas concentrações de liga de

esfera de solda forem usadas para ambos os tipos de e forem usadas para ambos os tipos de almofadas (isto é, uma almofada de cobre ou uma almofada de níquel - ouro), então, a concentração de cobre inicial pode ser cerca de 0,5 ou 0,6%, de modo que a concentração de cobre final terminará em cerca de 0,2% para uma almofada de níquel ouro e em cerca de 0,7% para uma almofada de cobre, dependendo do número de ciclos de refusão.

De um modo geral, não há exigência para um limite inferior de concentração de cobre na liga de SAC. Não obstante, a temperatura de fusão da liga eutética de estanho - prata é 221 °C e à medida que o cobre é adicionado à liga eutética de estanho - prata a temperatura de fusão diminui monotonicamente enquanto percentual por peso de cobre aumenta, de modo que a temperatura de fusão é reduzida para cerca de 217 °C, à medida que a concentração percentual por peso de cobre é aumentada para a faixa de 0,7% 0,9%. Uma vez que ter uma temperatura de fusão menor para o cobre pode ser significativa para algumas aplicações, pode ser desejável para algumas aplicações que a concentração percentual por peso de cobre seja pelo menos cerca de Y%, em que os valores representativos de Y% são 0,1%; 0,2%; 0,3%; 0,4%; 0,5%; 0,6% e 0,7%.

Na utilização da presente invenção, a composição de

pasta de solda pode ser levada em conta. Por exemplo, uma pasta de solda convencional tendo 4,0 Ag está em amplo uso correntemente. Se um comprador da esfera de solda de SAC utilizar a pasta de solda de 4,0 Ag com uma esfera de solda de SAC da presente invenção, a concentração de Ag de esfera de solda de SAC pode ser ajustada para baixo, a fim de compensar o efeito aditivo de Ag da pasta de solda em 0,2% e outros 0,2% com base em uma tolerância usada pelos fabricantes da esfera de solda de SAC. Desse modo, se 2,7 Ag ou 2,8 Ag for a concentração máxima desejável de Ag da junta de solda associada com a esfera de solda, então, a concentração inicial máxima desejável de Ag da junta de solda pode ser reduzida em 0,4% para levar em conta a composição de pasta de solda e a tolerância composicional do fabricante da esfera de solda. Consequentemente, o fabricante produzirá módulos com uma concentração de Ag de esfera de solda perto de 2,3%. Note que os números precedentes são apenas ilustrativos, uma vez que a concentração de Ag na pasta de solda pode variar e a tolerância de esfera de solda do fabricante pode variar. De um modo geral, a concentração inicial de Ag na esfera de solda pode ser reduzida aditivamente pelo efeito da concentração de Ag da pasta de solda e a tolerância da composição do fabricante da esfera de solda. Desse modo, em

muitas concretizações, a concentração inicial de Ag da esfera de solda excede a concentração inicial de Ag da esfera de solda em pelo menos cerca de 0,2% (por exemplo, em 0,4% no exemplo precedente) Note também que, se a concentração de Ag da pasta de solda for menor do que a concentração de Ag desejada da esfera de solda de SAC, então, o efeito da pasta de solda sobr o ajuste da concentração inicial de Ag da esfera de solda de SAC será subtrativo em lugar de aditivo.

Outro aspecto da presente invenção envolve a adição de pelo menos 0,1% de bismuto (Bi) (por exemplo,0,1% a 0,2% de bismuto) à esfera de solda de SAC para impedir que o estanho prejudicial ocorra. O estanho prejudicial pode ocorrer em uma temperatura bem abaixo da temperatura ambiente e é caracterizado por uma transformação de fase alotrópica de estanho que transforma a estrutura tetragonal do estanho ("estanho branco") em uma estrutura cúbica de corpo centrado (isto é, um pó de "estanho cinza"), A transformação de estanho branco em estanho cinza destrói as propriedades mecânicas da estrutura que compreende o estanho. O aditivo de bismuto suprimirá o estanho prejudicial. Outro aditivo que suprimirá o estanho prejudicial é antimonio (Sb). Contudo, o bismuto é menos tóxico do que o antimonio sob condições associadas com a

reciclagem de materiais de montagem eletrônicos. Não obstante, o bismuto ou antimonio podem ser adicionados à esfera de solda de SAC da presente invenção. Níveis mais altos de bismuto e antimonio podem, em alguns casos, ser adicionados para aperfeiçoar o molhamento da solda e/ ou as propriedades mecânicas das juntas de solda. Adicionalmente, qualquer aditivo que é conhecido por uma pessoa de habilidade comum na técnica como útil para suprimir o estanho prejudicial pode ser adicionado à esfera de solda de SAC da presente invenção.

A figura 14 é um gráfico de barras resultante de testes de microdureza conduzidos em um nível de força de Vicker de 10 gramas. A figura 14 mostra a microdureza como uma função da concentração percentual por peso de Ag e taxa de resfriamento para uma liga de SAC de Sn-XAg-0,9Cu, em que X é prata percentual por peso, de acordo com concretizações da presente invenção. Note que, com relação a ter vida em fadiga de ciclo térmico maior, valores relativamente menores de microdureza são mais desejáveis do que valores relativamente mais altos de microdureza. Na figura 14, as barras mais claras denotam uma liga de SAC testada para microdureza após ter sido formada em uma taxa de resfriamento de 0,02 °C/s. As barras escuras denotam uma liga de SAC testada para microdureza como recebida do

vendedor da liga de SAC e a referida liga de SAC como recebida tendo sido formada em uma taxa de resfriamento muito rápida (isto é, muito mais rápido do que 0,02 °C/s). Denotemos ΔH como um diferencial na dureza entre a liga como recebida e a liga resfriada em 0,02 °C/s, em um dado valor Z de concentração de prata em percentual por peso. A figura 14 mostra valores muito maiores de AH no valor mais alto de Z (isto é, em 3,0Ag - 3,4Ag) do que nos valores mais baixos de Z (isto é, em 2,0Ag - 2,5Ag). Em 2,0Ag - 2,5Ag, ΔH é apenas 2 a 3 Hv. Os valores relativamente grandes de AH em 3,0Ag - 3,4Ag (isto é, 4 a 8 Hv) são igualmente causados pela presença de placas de Ag_3Sn na condição de resfriadas lentamente e a ausência de placas grandes na condição de resfriadas rapidamente. Em ambos os tipos de estruturas solidificadas, a mesma quantidade de Ag_3Sn sai; contudo, o Ag_3Sn é disperso diferentemente nas duas estruturas solidificadas, levando à variação de dureza. O Ag_3Sn incorporado nas placas grandes toma material que pode mais tarde ser incorporado na matriz de Sn como partículas finamente dispersas de Ag_3Sn na solidificação final. As partículas finamente dispersas de Ag_3Sn são reunidas em padrões semelhantes à rede densa entre as estruturas dendríticas de Sn. Essas estruturas são distribuídas uniformemente através da junta de solda.

Contudo, a densidade dessas estruturas aumenta à medida que a concentração de Ag na fase líquida, que passa pela solidificação final (produzindo a fase sólida de Sn), aumenta. Essas estruturas mais densas manifestam durezas maiores. Os valores relativamente pequenos de AH em 2,0Ag 2,5Ag (onde a formação de placa de Ag_3Sn é suprimida de acordo com a presente invenção) é desejável, uma vez que a microdureza é insensível às condições de processamento que são usadas para montar a esfera de solda de SAC em uma placa de circuito.

A figura 15 representa uma seção (isto é, um corte) em uma concentração de Cu constante de 0,7% por peso do diagrama de fase ternária Sn-Ag-Cu, de acordo com concretizações da presente invenção. Na região de líquido puro 210, que está localizada à esquerda da linha *liquidus* 200, conforme mostrado, Ag_3Sn não pode existir em equilíbrio; isto é, Ag_3Sn não pode nuclear e se desenvolver. Se Ag_3Sn estiver presente na região de líquido puro 210, então, o Ag_3Sn se dissolvera de volta no líquido puro da região 210. Na região 220, que está localizada à direita da linha *liquidus* 200 conforme mostrado,o Ag_3Sn pode nuclear e se desenvolver; as placas de Ag_3Sn podem, portanto, existir na região 220. A região 230 fica abaixo da linha de fusão eutética 217 de 217°C. Na região 230, a

fase líquida de Sn é substancialmente metaestável e não pode nuclear facilmente. Medições independentes pelos inventores do processo de solidificação na liga de Sn-3,8Ag-0,7Cu, usando calorimetria exploratória diferencial em taxas de varredura de 0,1 °C/s, têm mostrado super resfriamentos de 15°C a 30°C antes de a fase de Sn se solidificar. A metaestabilidade da fase líquida de Sn depende da disponibilidade de locais para que a nucleação heterogênea ocorra.

A linha extrapolada 201 representa uma extrapolação da linha *liquidus* 200 abaixo da linha de fusão eutética 217 na região metaestável 230. A linha extrapolada 201 é não linear e é formada por extrapolação que leva a curvatura da linha *liquidus* 200 em conta. A região 230 tem duas porções: uma porção 231 à esquerda da linha extrapolada 201 e uma porção 232 à direita da linha extrapolada 201. Uma transformação de fase ternária sob condições de equilíbrio não requererá, essencialmente, superresfriamento e permitirá a solidificação (isto é, cristalização) de todas as três fases (isto é, as fases de Sn, Ag_3Sn e Cu_3Sn_5) em 217°C. Com o sistema ternário na figura 15, não há transformação de fase ternária, porque a fase estanho não é nucleada facilmente, mas antes é super-resfriada facilmente (isto é, sub-resfriada) no estado líquido e, desse modo, é

metaestável substancialmente abaixo da linha 217 de 217 °C. A linha *liquidus* extrapolada 201 tem as características termodinâmicas da linha 200 sob essa condição metaestável. Portanto, na porção 231 da região 230, o Ag_3Sn não pode existir em equilíbrio e, assim, não pode nuclear e se desenvolver. Consequentemente, se uma dada quantidade de super-resfriamento (5T) baixo da linha 217 é suposta, então, a linha extrapolada 201 pode ser usada para inferir o percentual por peso máximo de Ag ($Ag_{máx}$) que ocorrerá na mistura ternária na porção 231 da região 230. Desse modo, se o percentual por peso de Ag for Ag_{max} e a temperatura for pelo menos 217°C - 5T, então, o Ag_3Sn solidificado é termodinamicamente impedido de ser formado, porque a composição ternária está na porção 231 da região 230. Como um primeiro exemplo, se δT = 10°C, então Ag_{max} = 3,0%, a partir do uso da linha extrapolada 201. Como um segundo exemplo, se δT = 20 °C, então, Ag_{max} = 2,7%, a partir do uso da linha extrapolada 201. Como um terceiro exemplo, se δT = 30 °C, então, Ag_{max} = 2,5%, a partir do uso da linha extrapolada 201. Os valores precedentes de Ag_{max} não foram determinados graficamente da figura 15, mas foram determinados numericamente pelo uso da equação não linear que representa a linha extrapolada 201. Desse modo, se a temperatura for pelo menos 207 °C, 197 °C ou 187 °C, então

o Ag_3Sn não pode nuclear se o percentual por peso de Ag não for maior que 3,0%, 2,7%, ou 2,5%, respectivamente. O modelo precedente usa como uma linha base de temperatura a temperatura eutética de 217 °C, na qual o estanho nuclearia sob condições de equilíbrio. A fase do estanho na região 230 abaixo de 217 °C é sub-resf riada e nuclearia, se ela pudesse, mas ela não pode porque tal nucleação é cinematicamente inibida. Entretanto, com super resfriamento suficiente 6T, a fase do estanho nucleará. Tipicamente, tal super resfriamento suficiente δT é cerca de 15-25 °C, com base em dados experimentais aos quais os inventores têm acesso. Assim, se o estanho começa a nuclear a 217 °C menos 15 °C, então, com base nos cálculos precedentes, a concentração de Ag na liga não será mais do que 2,8-2,9%, de modo que o Ag_3Sn não pode começar a nuclear até que a temperatura seja 15 °C abaixo de 217 °C. Similarmente, se o estanho começar a nuclear em 217 °C menos 25 °C, então, com base nos cálculos precedentes, a concentração de Ag não será mais do que 2,6% de modo que o Ag_3Sn não pode começar a nuclear até que a temperatura seja 25°C abaixo de 217 °C. Consequentemente, a concentração máxima de Ag para impedir termodinamicamente, a nucleação de Ag_3Sn é 2,6%, se δT = 25 °C e 2,8 - 2,9%, se δT - 15 °C. Embora a nucleação e o crescimento seja fenômenos cinéticos, a presente invenção

impede, termodinamicamente, a nucleação e o crescimento de ocorrerem, porque núcleos incipientes são termodinamicamente instáveis, se a composição ternária for confinada à porção 231 da região 230.

Em relação à discussão precedente da figura 15, supondo que a prata tenha uma concentração percentual por peso X na liga de SAC. De acordo com a presente invenção, X é suficientemente pequeno (tal como, *inter alia,* pela seleção ou por pré-determinação) para que a formação de placas de Ag_3Sn seja suprimida, substancialmente, quando a liga de SAC em um estado liquefeito está sendo solidificada ao ser resfriada até uma temperatura inferior T_L na qual a fase sólida de Sn é nucleada. A temperatura inferior T_L corresponde ao super resfriamento δT em relação à temperatura de fusão eutética T_E da liga de SAC, em que T_E é aproximadamente igual a 217°C. Matematicamente, isso significa que $T_L = T_E \delta T$.

Em consideração das magnitudes e variações na concentração percentual por peso da prata e do cobre na liga de SAC, bem como pequenas quantidades de outros constituintes de liga, como bismuto, que pode estar presente, como supra discutido para a presente invenção, a maior parte do constituinte de estanho na liga de SAC da presente invenção é pelo menos cerca de 90%.

Embora concretizações da presente invenção tenham sido descritas para fins de ilustração, muitas modificações e mudanças se tornarão evidentes para aqueles habilitados na técnica. Consequentemente, as reivindicações anexas são destinadas a envolver todas essas modificações e mudanças que estejam dentro do verdadeiro espírito e do escopo da presente invenção.

REIVINDICAÇÕES

1. Método para formar uma composição de solda, o dito método **caracterizado por** compreender:

fornecer uma liga de solda, em que a liga inclui estanho (Sn), prata (Ag), cobre (Cu), em que o estanho tem uma concentração percentual por peso na liga de pelo menos 90%, em que a prata tem uma concentração percentual por peso na liga maior do que 2,7%, mas inferior a 3,2%, e em que a o cobre tem uma concentração percentual por peso na liga não superior a 1,5%;

fundir a liga por aquecimento da liga; e

solidificar a liga fundida pelo arrefecimento da liga fundida a uma velocidade de arrefecimento de 1,2°C/s - 3,0°C/s,

em que a concentração percentual por peso da prata, e a taxa de arrefecimento são selecionadas antes da referida solidificação de tal modo que a formação da placa Ag_3Sn na liga é suprimida.

2. Método, de acordo com a reivindicação 1, **caracterizado pelo** fato de que a concentração percentual por peso de cobre na liga fundida é suficientemente pequena para que o intervalo pastoso da liga fundida não exceder 10°C.

3. Método, de acordo com a reivindicação 1,

caracterizado pelo fato de que a concentração percentual por peso de cobre na liga fundida não excede 0,9%.

4. Método, de acordo com a reivindicação 1, **caracterizado pelo** fato de que a liga inclui adicionalmente o bismuto (Bi) numa quantidade que varia entre 0,1-0,2%.

5. Método para formar uma estrutura elétrica **caracterizado pelo** fato de que compreende:

fornecer um primeiro substrato e uma primeira esfera de solda eletricamente ligada a uma primeira almofada condutora, que é acoplada ao primeiro substrato, em que a primeira esfera de solda compreende uma composição de solda formada utilizando o método definido em qualquer uma das reivindicações 1 a 4;

fornecer um segundo substrato e uma segunda camada eletricamente condutora acoplada ao segundo substrato;

acoplar a primeira esfera de solda à segunda almofada;

fundir a primeira esfera de solda por aquecimento da primeira esfera de solda para formar uma esfera de solda modificada; e

solidificar a esfera de solda modificada por arrefecimento da esfera de solda modificada a uma taxa de arrefecimento de 1,2°C/s - 3.0°C/s a uma temperatura mais baixa na qual a fase de Sn sólida é nucleada, e em que a temperatura mais baixa corresponde a um super resfriamento

δT em relação à temperatura de fusão eutética da liga, em que a esfera de solda modificada solidificada é uma junta de solda que acopla o primeiro substrato ao segundo substrato.

6. Método, de acordo com a reivindicação 1, **caracterizado pelo** fato de que a concentração percentual por peso de cobre na liga fundida é de 0,5%.

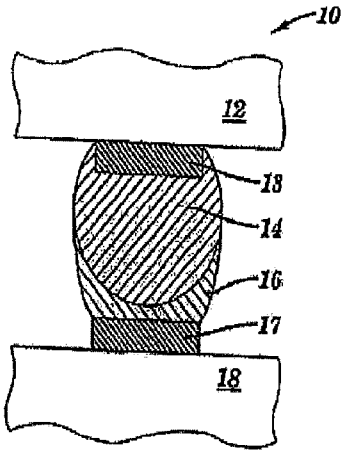


FIG. 1A

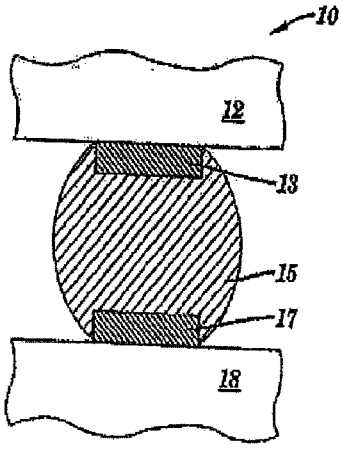


FIG. 1B

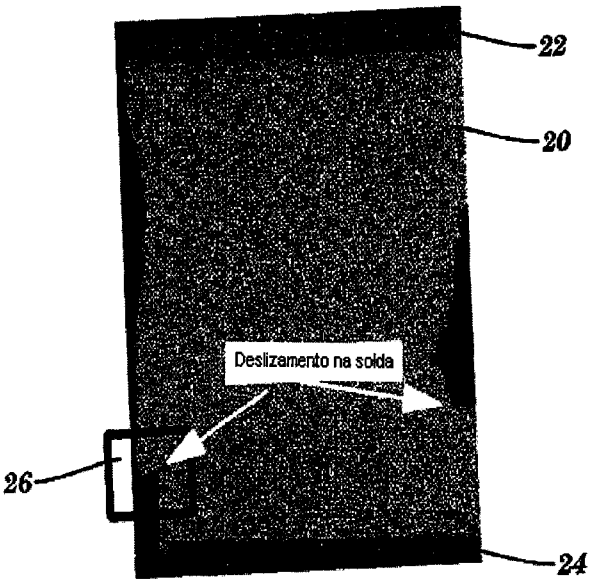


FIG. 2A

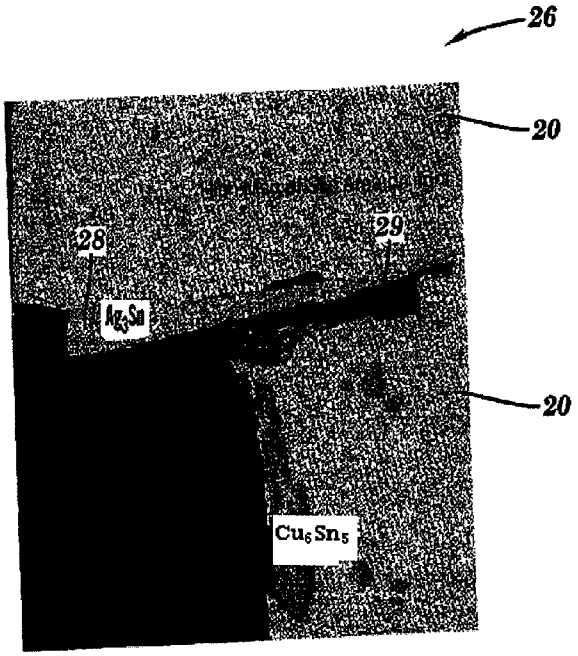


FIG. 2B

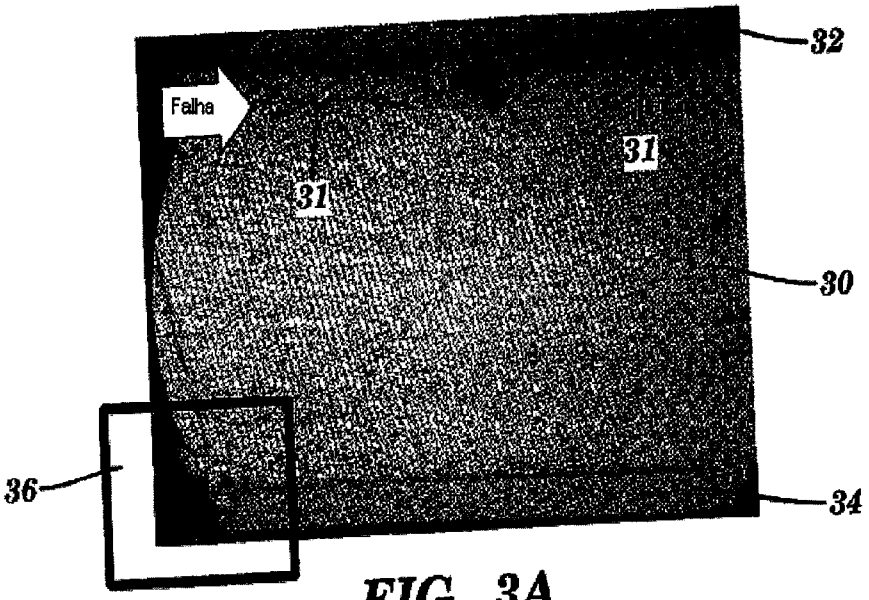


FIG. 3A

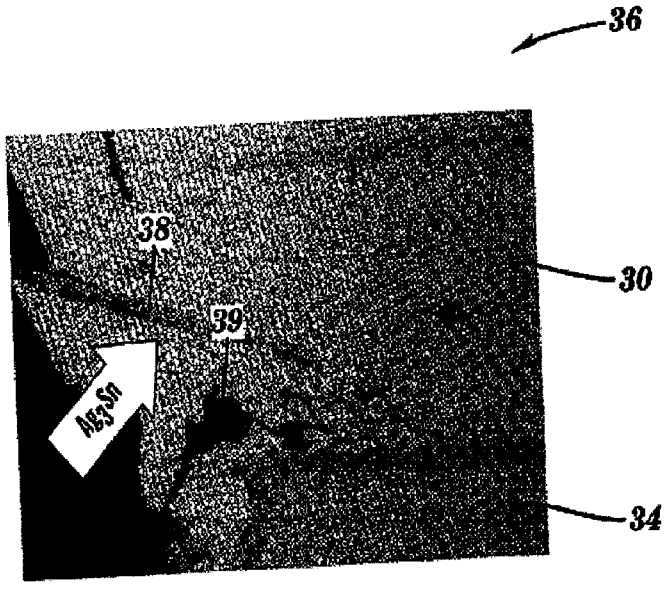


FIG. 3B

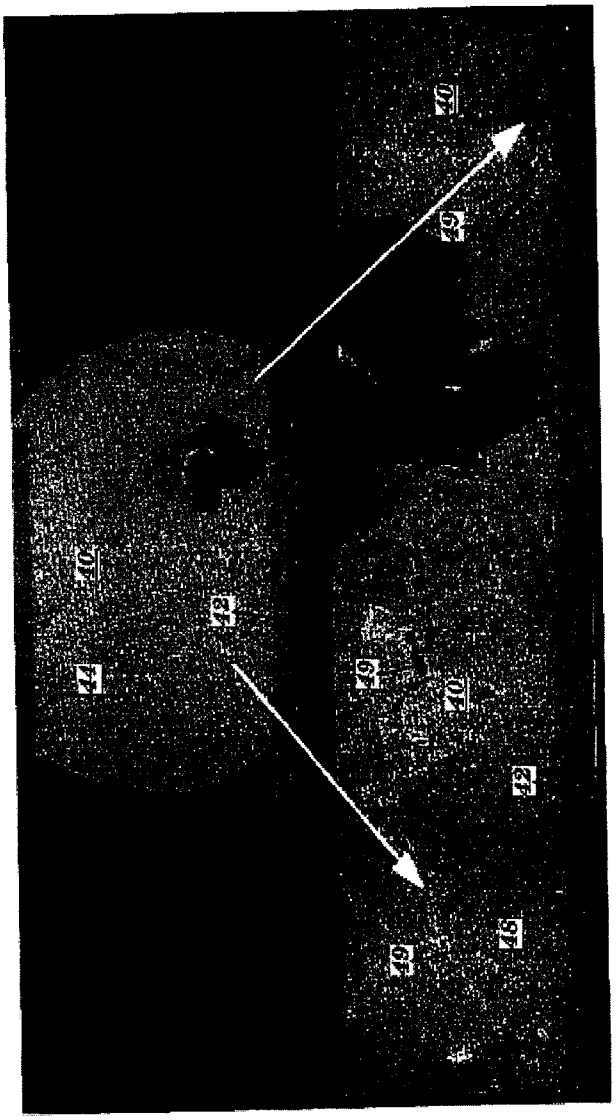


FIG. 3C

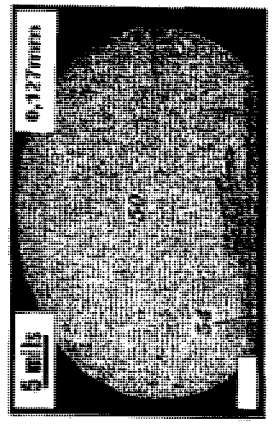


FIG. 4B

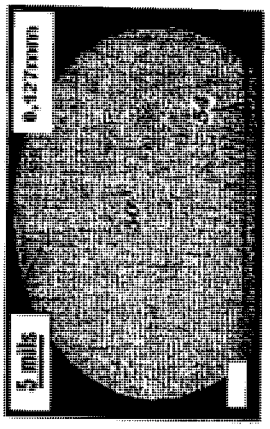


FIG. 4A

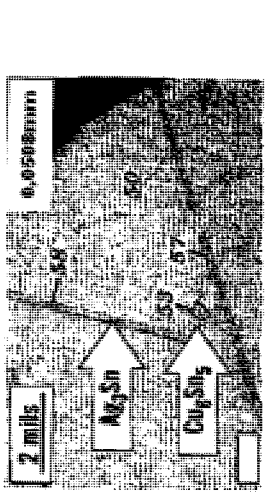


FIG. 4D

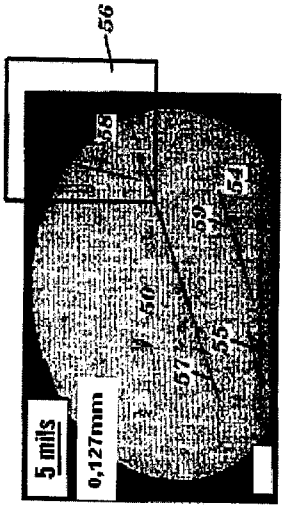


FIG. 4C

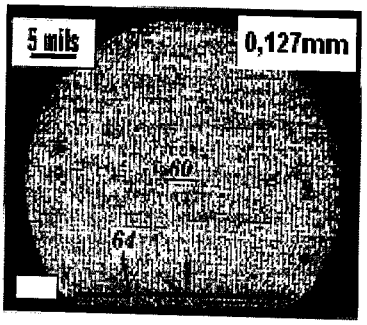


FIG. 5A

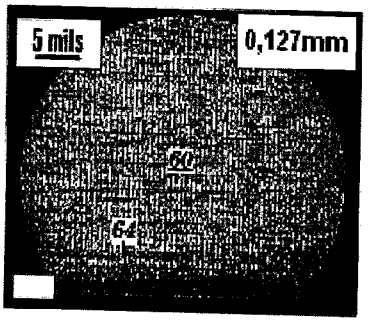


FIG. 5B

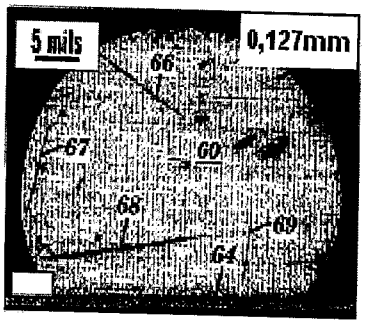


FIG. 5C

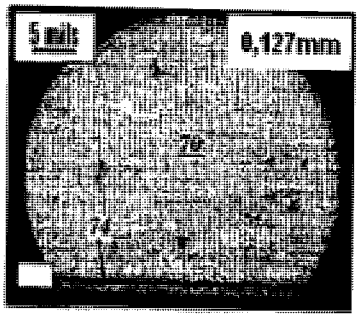


FIG. 6A

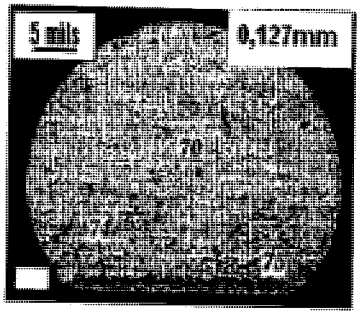


FIG. 6B

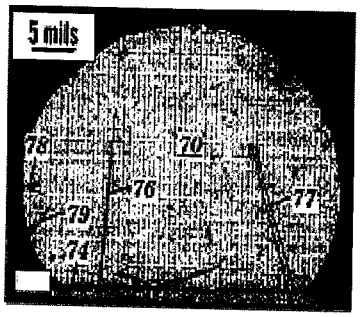


FIG. 6C

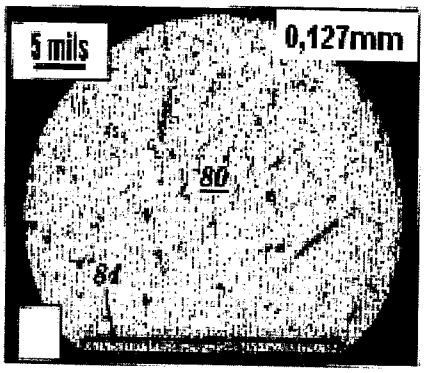


FIG. 7A

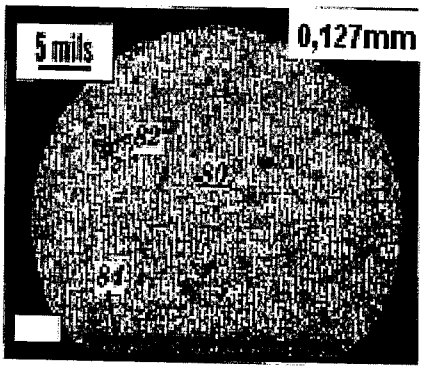


FIG. 7B

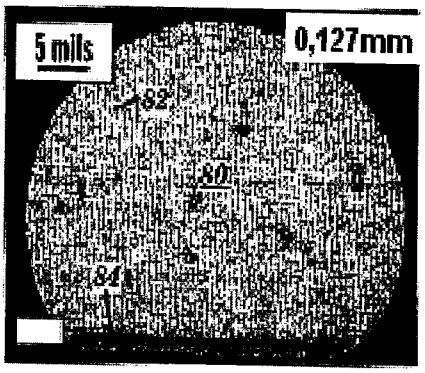


FIG. 7C

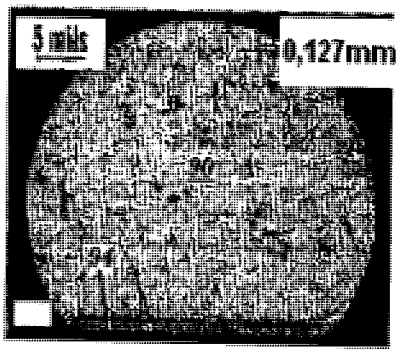


FIG. 8A

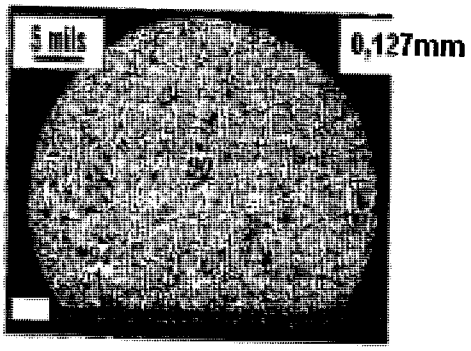


FIG. 8B

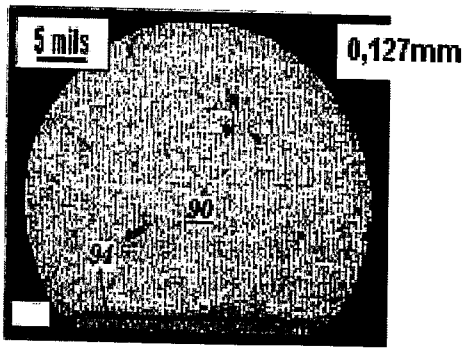


FIG. 8C

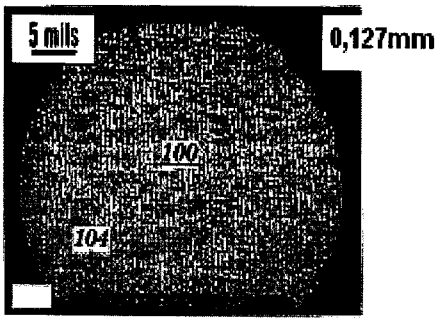


FIG. 9A

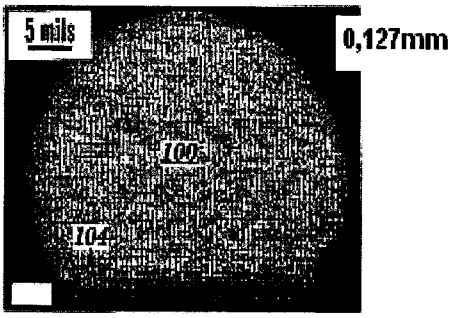


FIG. 9B

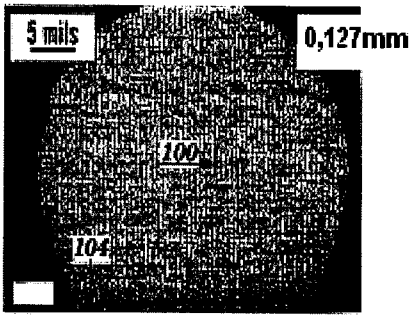


FIG. 9C

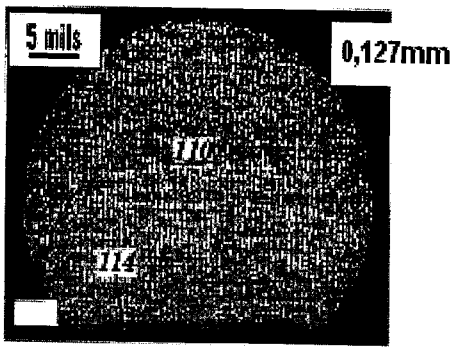


FIG. 10A

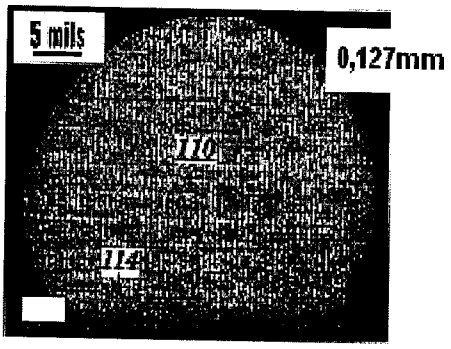


FIG. 10B

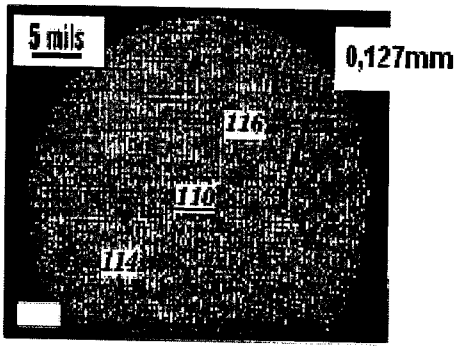


FIG. 10C

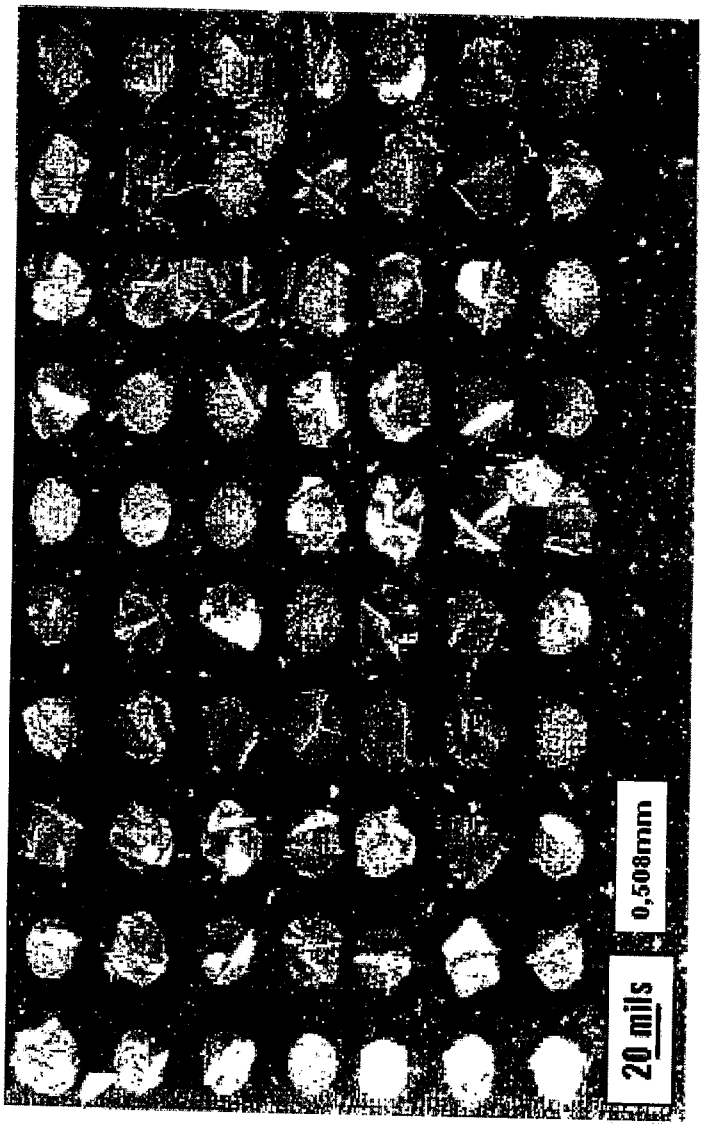


FIG. 11

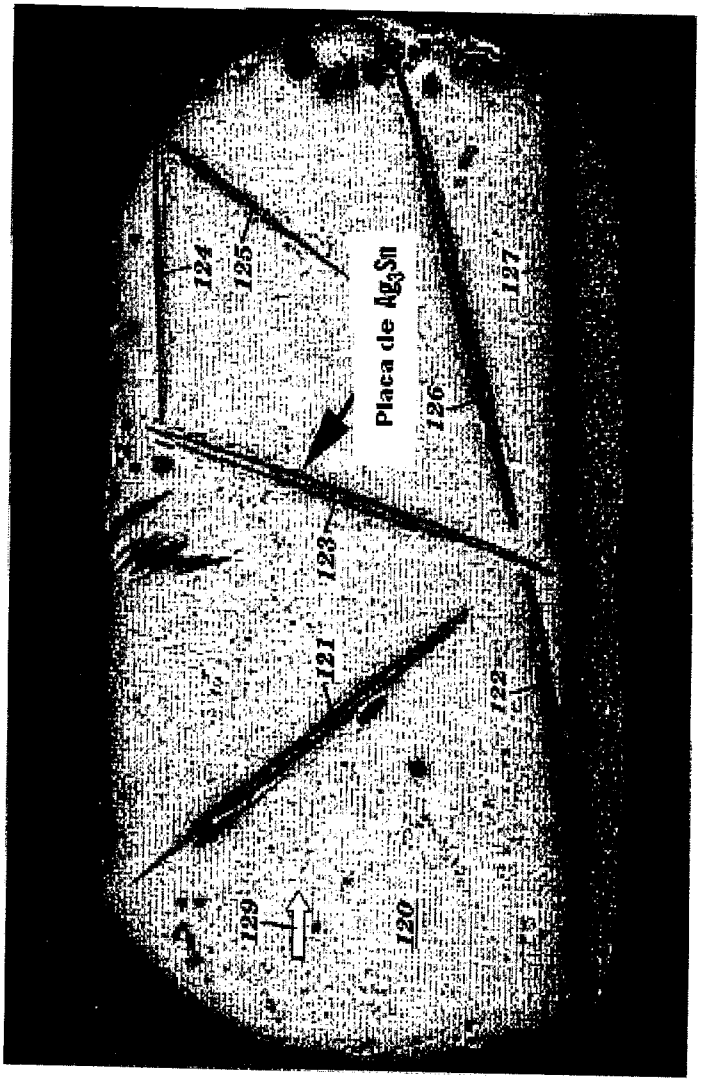


FIG. 12

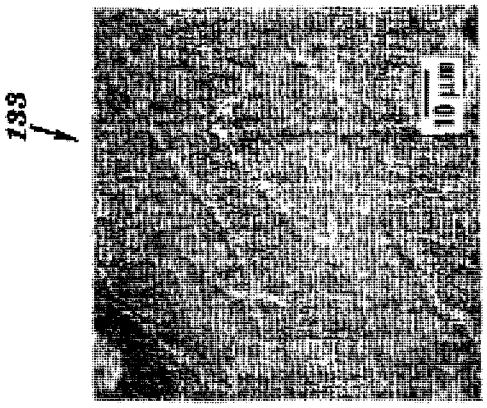


FIG. 13B

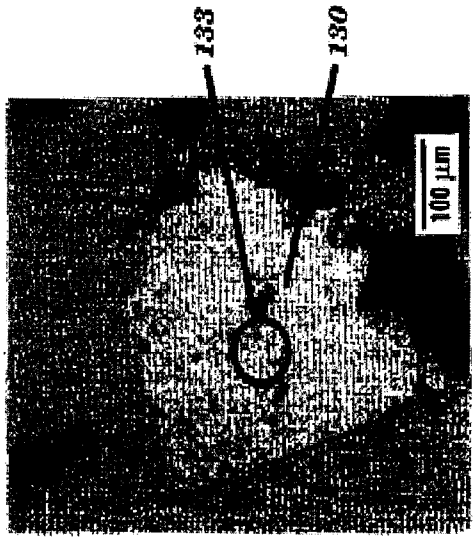


FIG. 13A

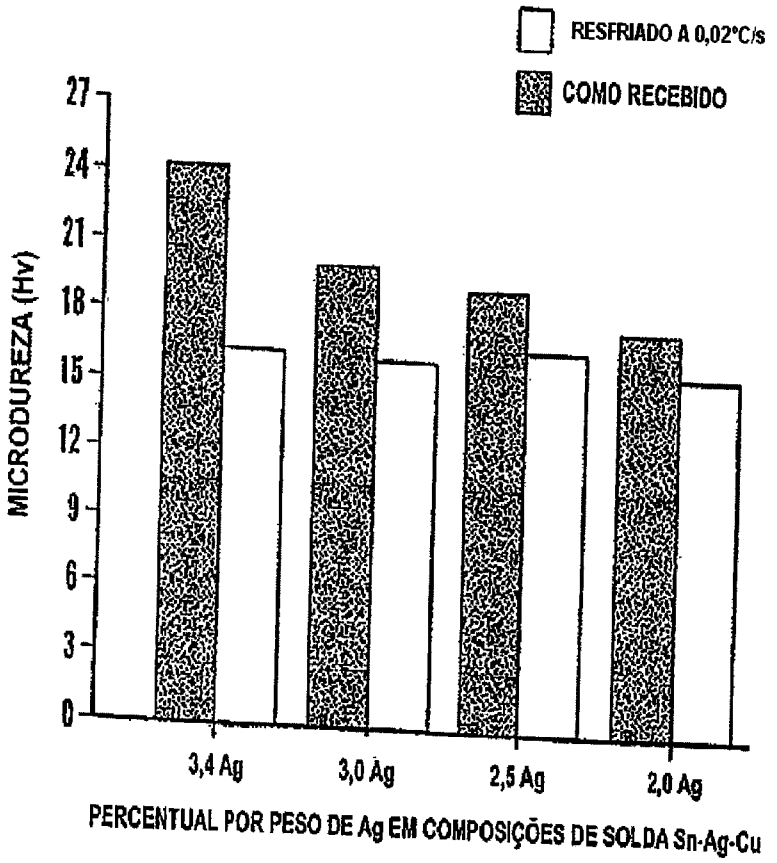

RESFRIADO A 0,02°C/s
COMO RECEBIDO
MICRODUREZA (Hv)
27
24
21
18
15
12
9
6
3
0
3,4 Ag
3,0 Ag
2,5 Ag
2,0 Ag
PERCENTUAL POR PESO DE Ag EM COMPOSIÇÕES DE SOLDA Sn-Ag-Cu

FIG. 14

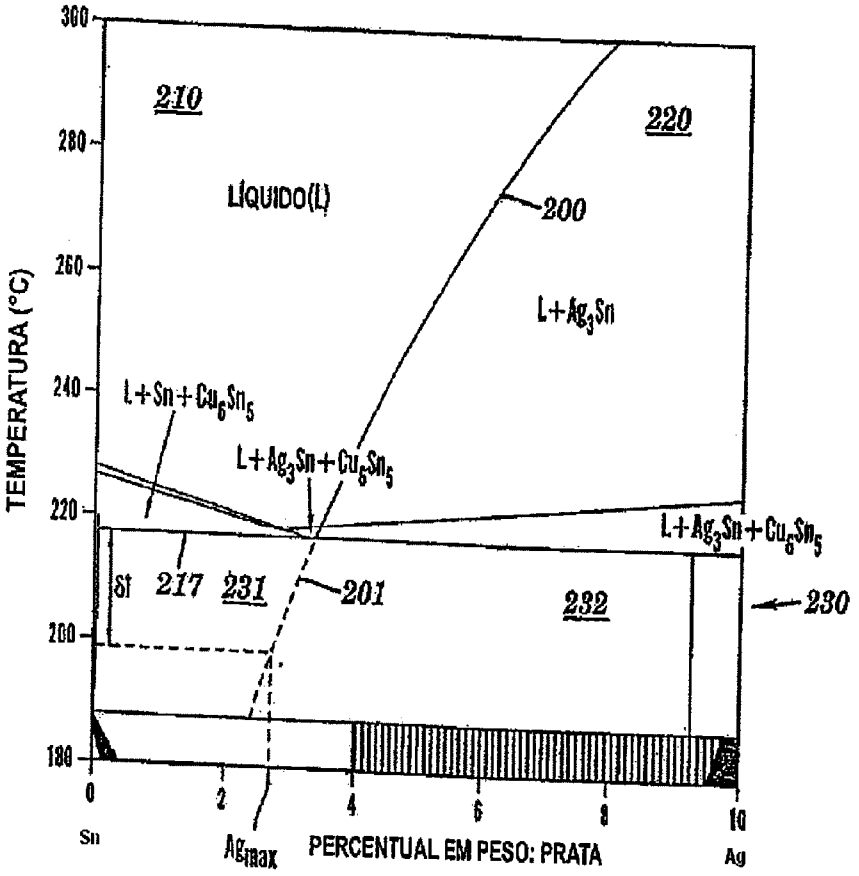

300
280
260
240
220
200
180
TEMPERATURA (°C)
210
220
LÍQUIDO(L)
200
L+Ag3Sn
L+Sn+Cu6Sn5
L+Ag3Sn+Cu6Sn5
L+Ag3Sn+Cu6Sn5
δt
217
231
201
232
230
0
2
4
6
8
10
Sn
Agmax
PERCENTUAL EM PESO: PRATA
Ag

FIG. 15

Resumo da Patente de Invenção para: **"MÉTODO PARA FORMAR UMA COMPOSIÇÃO DE SOLDA DE LIGA DE ESTANHO-PRATA-COBRE LIVRE DE CHUMBO, E, MÉTODO PARA FORMAR UMA ESTRUTURA ELÉTRICA".**

A invenção está relacionada ao método para formar uma composição de solda. A liga de solda provida é substancialmente livre de chumbo e inclui estanho (Sn), prata (Ag) e cobre (Cu). O estanho tem uma concentração percentual em peso na liga de pelo menos 90%, a prata tem uma concentração percentual em peso na liga maior que 2,7%, mas inferior a 3,2%, e o cobre tem uma concentração percentual em peso na liga que não excede 1,5%. A liga é fundida por aquecimento e a liga fundida é solidificada por arrefecimento a uma taxa de arrefecimento de 1,2°C/s a 3,0°C/s. A concentração percentual em peso da prata e a taxa de arrefecimento são selecionadas antes da solidificação de tal modo que a formação da placa de Ag_3Sn na liga é suprimida.