

(11) Número de Publicação: **PT 1461466 E**

(51) Classificação Internacional:

**C22C 38/00** (2007.10) **C22C 38/18** (2007.10)  
**C22C 38/40** (2007.10) **C22C 38/58** (2007.10)  
**C21D 1/19** (2007.10) **C21D 8/02** (2007.10)

**(12) FASCÍCULO DE PATENTE DE INVENÇÃO**

---

(22) Data de pedido: **2002.12.12**

(30) Prioridade(s): **2001.12.14 US 17879**

(43) Data de publicação do pedido: **2004.09.29**

(45) Data e BPI da concessão: **2008.07.23**  
**215/2008**

(73) Titular(es):

**MMFX TECHNOLOGIES CORPORATION**  
**2415 CAMPUS DRIVE, SUITE 100 IRVINE, CA**  
**92612** **US**

(72) Inventor(es):

**GRZEGORZ J. KUSINSKI** **US**  
**DAVID POLLACK** **US**  
**GARETH THOMAS** **US**

(74) Mandatário:

**ANTÓNIO JOÃO COIMBRA DA CUNHA FERREIRA**  
**RUA DAS FLORES, Nº 74, 4º AND 1249-235 LISBOA** **PT**

(54) Epígrafe: **AÇOS MARTENSÍTICOS NANOCOMPÓSITOS**

(57) Resumo:

DESCRIÇÃO

**"Aços martensíticos nanocompósitos"**

**ANTECEDENTES DO INVENTO**

**1. Domínio do Invento**

Este invento refere-se ao domínio das ligas de aço, particularmente aos de alta resistência, tenacidade, resistência à corrosão e capacidade de enformação a frio e também da tecnologia do processamento de ligas de aço para formar microestruturas que proporcionam aço com particulares propriedades físicas e químicas.

**2. Descrição da Arte Precedente**

As ligas de aço de alta resistência e tenacidade e capacidade de enformação a frio cujas microestruturas são compósitos de fases de martensite e austenite são descritas nas seguintes patentes dos Estados Unidos:

4,170,497 (Gareth Thomas e Bangaru V. N. Rao) concedida a 9 de Outubro de 1979 com pedido apresentado em 24 de Agosto de 1977

4,170,499 (Gareth Thomas e Bangaru V. N. Rao) concedida a 9 de Outubro de 1979 com pedido apresentado em 14 de Setembro de 1978 como continuação em parte do pedido apresentado em 24 de Agosto de 1977

4,619,714 (Gareth Thomas, Jae-Hawn Ahn e Nack-Joon Kim) concedida a 28 de Outubro de 1986 com pedido apresentado em 20 de Novembro de 1984 como continuação em parte do pedido apresentado em 6 de Agosto de 1984

4,671,827 (Gareth Thomas, Nack-Joon Kim, e Ramamoorthy Ramesh) concedida a 9 de Junho de 1987 com pedido apresentado em 1 de Outubro de 1985

6,273,968 B1 (Gareth Thomas) concedida a 14 de Agosto de 2001 com pedido apresentado em 28 de Março de 2000

A microestrutura desempenha um papel chave no estabelecimento das propriedades de uma liga de aço particular e, deste modo, a resistência e a tenacidade da

liga dependem não apenas da selecção e das quantidades de elementos de formação da liga, mas também das fases cristalinas presentes e da sua disposição. As ligas pretendidas para utilização em certos ambientes requerem uma elevada resistência e tenacidade e, em geral, uma combinação de propriedades que estão frequentemente em conflito, uma vez que certos elementos de formação da liga que contribuem para uma propriedade podem prejudicar outra.

As ligas descritas nas patentes atrás listadas são ligas de aço-carbono que possuem microestruturas que consistem de lâminas de martensite que alternam com filmes finos de austenite. Nalguns casos, a martensite está dispersa com finos grãos de carbonetos produzidos por auto-têmpera. A disposição em que as lâminas de uma fase estão separadas por filmes finos de outra é referida como uma estrutura "laminada deslocada" e é formada aquecendo primeiro a liga na gama da austenite e então arrefecendo a liga abaixo da temperatura de início da martensite  $M_s$ , que é a temperatura à qual a fase de martensite se começa a formar, numa gama de temperatura em que a austenite se transforma em blocos consistindo de lâminas de martensite separadas por filmes finos de austenite não transformada, estabilizada. Isto é acompanhado por um processamento metalúrgico corrente, tal como fundição, tratamento por calor, laminagem e forjamento, para se conseguir a forma desejada do produto e para refinar a disposição alternada de lâmina e filme fino. Esta microestrutura é preferida à alternativa de uma estrutura de martensite geminada, uma vez que a estrutura laminada tem maior tenacidade. As patentes descrevem também que o carbono em excesso nas regiões laminadas precipita durante o processo de arrefecimento para formar cementite (carboneto de ferro,  $Fe_3C$ ) através de um fenómeno conhecido como "auto-têmpera". A patente '968 descreve que a auto-têmpera pode ser evitada limitando a escolha dos elementos de formação da liga, de forma que a temperatura de início da martensite  $M_s$  seja de 350°C ou mais. Em certas ligas os carbonetos produzidos por auto-têmpera aumentam a tenacidade do aço enquanto em outras os carbonetos limitam a tenacidade.

A estrutura laminada deslocada produz um aço de alta resistência que é tenaz e dúctil, qualidades que são

necessárias para haver resistência à propagação de fendas e para uma capacidade de enformação suficiente para permitir o fabrico com sucesso de componentes de engenharia a partir desse aço. O controlo da fase martensítica para se conseguir uma estrutura laminada em vez de uma estrutura geminada é um dos meios mais eficazes para se conseguirem os níveis necessários de resistência e tenacidade, enquanto que os filmes finos da austenite retida contribuem para as qualidades de ductilidade e capacidade de enformação. A obtenção de uma tal microestrutura laminada deslocada em vez da estrutura geminada menos desejável é conseguida através de uma selecção cuidadosa da composição da liga, o que por sua vez afecta o valor de  $M_s$ .

A estabilidade da austenite na microestrutura laminada deslocada é um factor na capacidade da liga reter a sua tenacidade, particularmente quando a liga está exposta a duras condições mecânicas e ambientais. Em certas condições, a austenite é instável a temperaturas acima de cerca de 300°C, tendendo a transformar-se em precipitados de carboneto que tornam a liga relativamente frágil e menos capaz de sofrer tensões mecânicas. Esta instabilidade é um dos assuntos a que se refere o presente invento.

#### **SUMÁRIO DO INVENTO**

Verificou-se agora que os grãos da liga de aço carbono possuindo a microestrutura laminada deslocada anterior tendem a formar regiões múltiplas dentro de uma única estrutura de grão que diferem na orientação dos filmes de austenite. Durante a deformação da transformação que acompanha a formação da estrutura laminada deslocada, as diferentes regiões da estrutura do cristal de austenite sofrem cisalhamento em diferentes planos da estrutura cúbica de face centrada (fcc) que é característica da austenite. Embora não se pretenda ficar ligado a esta explicação, os presentes inventores acreditam que isto faz com que a fase de martensite se forme por cisalhamento em várias diferentes direcções ao longo do grão, formando-se, deste modo, regiões em que os filmes da austenite têm um ângulo comum dentro de cada região mas um ângulo diferente entre regiões adjacentes. Devido à estrutura do cristal da austenite, o resultado pode

ser de até quatro regiões, cada uma com um ângulo diferente. Esta confluência de regiões produz estruturas cristalinas em que os filmes de austenite têm uma estabilidade limitada. Note-se que os próprios grãos estão envolvidos por uma capa de austenite nas suas fronteiras de grão, enquanto que as regiões inter-grão das diferentes orientações de filme de austenite não estão envolvidas por austenite.

Verificou-se ainda que os grãos de martensite-austenite de uma estrutura laminada deslocada com filmes de austenite numa orientação única pode ser conseguida limitando a dimensão do grão a dez micrões ou menos, e que as ligas de aço-carbono com os grãos desta descrição possuem uma maior estabilidade após exposição a altas temperaturas e à deformação mecânica. Este invento, em consequência, reside em ligas de aço-carbono contendo grãos de microestrutura laminada deslocada, possuindo cada grão um orientação única dos filmes de austenite, i.e., sendo cada grão uma variante única da microestrutura laminada deslocada. O invento é dado nas reivindicações em anexo.

O invento reside ainda num método para preparar tais microestruturas por têmpera a quente (austenitização de) da composição da liga a uma temperatura que coloque o ferro inteiramente na fase de austenite e todos os elementos de formação da liga em solução, deformando então a fase de austenite ao mesmo tempo que se mantém esta fase a uma temperatura logo acima da sua temperatura de recristalização da austenite para formar pequenos grãos com 5-9 micrões de diâmetro. Isto é seguido por arrefecimento da fase de austenite rapidamente até à temperatura de início da martensite e ao longo da região de transição da martensite para converter porções da austenite na fase martensítica na estrutura laminada deslocada. Este último arrefecimento é, preferencialmente, realizado a uma velocidade suficientemente rápida para evitar a formação de bainite e de pearlite e a formação de quaisquer precipitados ao longo das fronteiras entre as fases. A microestrutura resultante consiste em grãos individuais ligados por invólucros de austenite, possuindo cada grão a orientação laminada deslocada de variante única em vez da orientação de variante múltipla que limita a estabilidade da austenite. As composições da liga adequadas

para utilização neste invento são aquelas que permitem que a estrutura laminada deslocada se forme neste tipo de processamento. Estas composições possuem elementos de formação de liga e níveis seleccionados para se conseguir uma temperatura de início da martensite  $M_s$  de, pelo menos, cerca de 300°C e, preferencialmente, pelo menos, cerca de 350°C.

### **BREVE DESCRIÇÃO DOS DESENHOS**

A FIG. 1 é um esquema que representa a microestrutura das ligas da arte anterior.

A FIG. 2 é um esquema que representa a microestrutura das ligas do presente invento.

### **DESCRÍÇÃO DETALHADA DO INVENTO E FORMAS DE CONCRETIZAÇÃO PREFERIDAS**

Para ser capaz de formar a microestrutura laminada deslocada, a composição da liga deve ser aquela cuja  $M_s$  é de cerca de 300°C ou superior e, preferencialmente, 350°C ou superior. Embora os elementos de formação da liga afectem em geral a  $M_s$ , o elemento de formação da liga que possui a maior influência na  $M_s$  é o carbono, e a limitação da  $M_s$  na gama desejada é rapidamente conseguida limitando o teor de carbono da liga até um máximo de 0,35% em peso. Em formas de concretização preferidas do invento, o teor de carbono está na gama de cerca de 0,03% até cerca de 0,35% e em formas de concretização mais preferidas, a gama é de cerca de 0,05% até cerca de 0,33%, tudo em peso.

É ainda preferido que a composição da liga seja seleccionada para a formação da ferrite durante o arrefecimento inicial da liga da fase austenítica, i.e. para evitar a formação dos grãos de ferrite antes ao posterior arrefecimento da austenite para formar a microestrutura laminada deslocada. É também preferido incluir um ou mais elementos de formação da liga do grupo de estabilização da austenite, que consiste de carbono (possivelmente já incluído tal como mencionado atrás), azoto, manganês, níquel, cobre e zinco. Particularmente preferidos entre os elementos de estabilização da austenite são o manganês e o níquel. Quando

o níquel está presente, a sua concentração está, preferencialmente, na gama de cerca de 0,25% até cerca de 5% e quando o manganês está presente, a sua concentração está, preferencialmente, na gama de cerca de 0,25% até cerca de 6%. O crómio está também incluído em muitas formas de concretização do invento, e quanto está presente, a sua concentração é, por exemplo, de cerca de 0,5% até cerca de 12%. Novamente, todas as concentrações aqui referidas são em peso. A presença e níveis de cada elemento de formação da liga podem afectar a temperatura de início da martensite da liga e, tal como notado atrás, ligas úteis na prática deste invento são aquelas cuja temperatura de inicio da martensite é de, pelo menos, cerca de 350°C. De acordo com isto, a selecção dos elementos de formação da liga e as suas quantidades serão efectuadas tendo esta limitação em mente. O elemento de formação da liga que possui o maior efeito na temperatura de inicio da martensite é o carbono, e a limitação do teor de carbono até um máximo de 0,35% assegurará geralmente que a temperatura de inicio da martensite está dentro da gama desejada. Outros elementos de formação da liga, tais como o molibdénio, titânio, nióbio e alumínio, podem também estar presentes em quantidades suficientes para servir como pontos de nucleação para a formação de grãos finos mas ainda assim suficientemente baixas em concentração de modo a não afectarem as propriedades da liga acabada pela sua presença.

As ligas preferidas deste invento contêm também substancialmente não carbonetos. O termo "substancialmente não carbonetos" é aqui utilizado para indicar que se quaisquer carbonetos estão de facto presentes, a distribuição e quantidade de precipitados são tal que os carbonetos têm um efeito negligenciável nas características de desempenho e particularmente nas características de corrosão, da liga acabada. Quando os carbonetos estão presentes, estes existem como precipitados incrustados na estrutura cristalina, e o seu efeito prejudicial no desempenho da liga será minimizado se os precipitados tiverem menos do que 500 Å de diâmetro. O facto de se evitar a existência de precipitados ao longo das fronteiras de fase é particularmente preferido.

Tal como verificado atrás, os grãos de martensite-austenite de uma variante única da microestrutura laminada deslocada, i.e., com as lâminas de martensite e os filmes de austenite orientados com uma única orientação em cada grão, são conseguidos reduzindo a dimensão do grão a 5-9 micrões. A dimensão do grão está na gama de 5 micrões a 9 micrões.

Embora este invento se estenda a ligas possuindo a microestrutura descrita atrás, não obstante os particulares passos de processamento metalúrgico utilizados para alcançar a microestrutura, são preferidos certos procedimentos de processamento. Estes procedimentos preferidos começam combinando os componentes adequados necessários para formar uma liga com a composição desejada, e então homogeneização ("impregnação") da composição durante um período de tempo suficiente e a uma temperatura suficiente para se alcançar uma estrutura austenítica uniforme com todos os elementos e componentes em solução sólida. A temperatura será uma temperatura acima da temperatura de recristalização da austenite, que pode variar com a composição da liga, mas em geral será rapidamente evidente para os peritos na matéria. Na maior parte dos casos, os melhores resultados serão conseguidos impregnando a uma temperatura na gama de 1050°C a 1200°C. Laminagem, forjamento ou ambos são realizados opcionalmente na liga a esta temperatura.

Uma vez a homogeneização se tenha completado, a liga é sujeita a uma combinação de arrefecimento e refinação do grão até à dimensão desejada do grão que, tal como referido atrás, é de 5-9 micrões. O refinamento do grão pode ser efectuado em estágios, mas o refinamento do grão final é, geralmente, conseguido a uma temperatura intermédia que está acima, mas próxima da, temperatura de recristalização da austenite. Neste processo preferido, a liga é primeiro laminada (i.e., sujeita a uma recristalização dinâmica) à temperatura de homogeneização, e então arrefecida até à temperatura intermédia e novamente laminada para mais recristalização dinâmica. Para as ligas de aço-carbono deste invento em geral, esta temperatura intermédia está entre a temperatura de recristalização da austenite e uma temperatura que está cerca de 50 graus acima da temperatura de recristalização da austenite. Para as composições de liga preferidas referidas

atrás, a temperatura de recristalização da austenite é de cerca de 900°C e, por isso, a temperatura até à qual a liga é arrefecida neste estágio é, preferencialmente, uma temperatura na gama de cerca de 900°C a 950°C, e muito preferencialmente uma temperatura na gama de cerca de 900°C a cerca de 925°C. A recristalização dinâmica é conseguida através de métodos convencionais, tais como laminagem controlada, forjamento ou ambas. A redução criada pela laminagem atinge 10% ou mais, e em muitos casos a redução é de cerca de 30% é cerca de 60%.

Uma vez conseguida a dimensão desejada de grão a liga é rapidamente temperada por arrefecimento desde acima da temperatura de recristalização da austenite até  $M_s$  e ao longo da gama de transição da martensite para converter os cristais de austenite na microestrutura laminada deslocada em blocos. Os blocos resultantes têm aproximadamente a mesma dimensão que os grãos de austenite produzidos durante os passos de laminagem, mas a única austenite remanescente nestes grãos está em filmes finos e no invólucro que envolve cada grão. Tal como referido atrás, a pequena dimensão do grão assegura que o grão é apenas uma variante única na orientação dos filmes finos de austenite.

Como alternativa à recristalização dinâmica, o refinamento do grão pode ser realizado através de um duplo tratamento com calor em que a dimensão de grão desejada é conseguida apenas por tratamento com calor. Nesta alternativa, a liga é temperada tal como descrito no parágrafo precedente e então reaquecida até uma temperatura na vizinhança da temperatura de recristalização da austenite, ou ligeiramente abaixo, e então novamente temperada para conseguir, ou retornar à, microestrutura laminada deslocada. A temperatura de reaquecimento está preferencialmente 50 graus Celsius abaixo da temperatura de recristalização da austenite, por exemplo, cerca de 870°C.

Em formas de concretização preferidas do invento, o estágio de témpera de cada um dos processos descritos atrás é realizado com uma velocidade de arrefecimento suficientemente grande para evitar a formação de precipitados de carboneto, tais como a bainite e a pearlite, assim como precipitados de

nitreto e carbonitreto, dependendo da composição da liga e também da formação de quaisquer precipitados ao longo das fronteiras de fase. Os termos "precipitação na interfase" e "precipitados na interfase" são aqui utilizados para referir a precipitação ao longo das fronteiras de fase e refere-se à formação de pequenos depósitos de compostos em locais entre as fases de martensite e de austenite, i.e., entre as lâminas e os filmes finos que separam as lâminas. "Precipitados na interfase" não se referem aos próprios filmes de austenite. A formação de todos estes vários tipos de precipitados, incluindo precipitados de bainite, pearlite, nitreto e carbonitritos, assim como precipitados interfase, é aqui referida como "auto-têmpera".

As velocidades de arrefecimento mínimas necessárias para evitar a auto-têmpera são evidentes a partir do diagrama de transformação-temperatura-tempo da liga. O eixo vertical do diagrama representa a temperatura e o eixo horizontal representa o tempo e as curvas do diagrama indicam as regiões em que cada fase existe quer por si só quer em combinação com outra(s) fase(s). Um tal diagrama típico é mostrado em Thomas, patente U.S. No. 6.273.968 B1, referenciada atrás. Em tais diagramas a velocidade de arrefecimento mínima é uma linha diagonal da temperatura descendente ao longo do tempo que toca no lado esquerdo de uma curva em forma de C. A região à direita da curva representa a presença de carbonetos e velocidades de arrefecimento adequadas são por isso as representadas pelas linhas que permanecem à esquerda da curva, a mais lenta das quais possui um menor declive e toca a curva.

Dependendo da composição da liga, uma velocidade de arrefecimento que seja suficientemente grande para satisfazer este requisito pode ser uma que requeira arrefecimento com água ou uma que possa ser conseguida com arrefecimento com ar. Em geral, se os níveis de certos elementos de formação da liga numa composição de liga que possa ser arrefecida com ar e ainda tenha uma velocidade de arrefecimento suficientemente elevada tiverem baixado, será necessário elevar os níveis de outros elementos de formação de liga para reter a capacidade de utilizar arrefecimento com ar. Por exemplo, a diminuição de um ou mais de elementos tais como carbono, crómio ou

silício pode ser compensada elevando o nível de um elemento tal como o manganês. Quaisquer que sejam os ajustamentos efectuados em relação a elementos individuais de formação da liga, contudo, a composição final da liga deve ser uma que tenha uma  $M_s$  que esteja acima de 300°C e, preferencialmente, acima de cerca de 350°C.

Os procedimentos de processamento e as condições apresentadas nas patentes dos Estados Unidos referenciadas atrás podem ser utilizados na prática do presente invento para os passos tais como aquecimento da composição da liga na fase austenítica, arrefecimento da liga com laminagem controlada ou forjamento para se conseguir a redução e dimensão de grão desejadas, e têmpera dos grãos de austenite ao longo da região de transição da martensite para se conseguir a estrutura laminada deslocada. Estes procedimentos incluem fundições, tratamento por calor, e trabalho a quente da liga tal como forjamento ou laminagem, acabamento a temperatura controlada para um refinamento do grão óptimo. A laminagem controlada serve várias funções, incluindo o auxílio na difusão dos elementos de formação da liga para formar uma fase cristalina austenítica homogénea e no armazenamento da energia de deformação nos grãos. Nos passos de têmpera do processo, a laminagem controlada conduz a nova fase de formação da martensite numa disposição laminada deslocada de lâminas de martensite separadas por filmes finos de austenite retida. O grau de redução da laminagem pode variar e será rapidamente evidente para os especialistas na matéria. A têmpera é, preferencialmente, realizada suficientemente rapidamente para evitar a bainite, a pearlite e os precipitados na interfase. Nos cristais lâminados deslocados de martensite-austenite, os filmes de austenite retidos constituirão de cerca de 0,5% até cerca de 15% em volume da microestrutura, preferencialmente, de cerca de 3% até cerca de 10% e, muito preferencialmente, um máximo de cerca de 5%.

Uma comparação das FIGS. 1 e 2 demonstra a distinção entre o presente invento e a arte precedente. A FIG. 1 representa a arte precedente, mostrando um grão único **11** com uma estrutura laminada deslocada. O grão contém quatro regiões internas **12**, **13**, **14**, **15** cada uma das quais consiste

em camadas deslocadas **16** de martensite separadas por filmes finos **17** de austenite, possuindo os filmes de austenite em cada região uma orientação diferente (i.e. sendo uma variante diferente) da das regiões remanescentes. As regiões contíguas têm assim uma descontinuidade na microestrutura laminada deslocada. O exterior do grão é um invólucro **18** de austenite, enquanto que as fronteiras entre as regiões **19** (indicadas pelas linhas a tracejado) não estão ocupadas por nenhuma estrutura cristalina discreta de precipitados mas meramente indicados onde uma variante termina e outra começa.

A FIG. 2 apresenta dois grãos **21**, **22** do presente invento, consistindo cada grão de lâminas deslocadas **23** de martensite separadas por filmes finos **24** de austenite em apenas uma única variante em termos de orientação do filme de austenite e ainda com o invólucro externo **25** de austenite. A variante de um grão **21** difere da do outro **22** mas dentro de cada grão está apenas uma única variante.

O apresentado atrás é referido principalmente para fins de ilustração. Outras modificações e variações dos vários parâmetros da composição da liga e dos procedimentos de processamento e condições podem efectuadas e ainda assim englobam os conceitos básicos e novos deste invento. Estes ocorrerão rapidamente aos peritos na matéria e estão incluídos dentro do domínio deste invento.

Lisboa, 2008-10-22

REIVINDICAÇÕES

1. Liga de aço-carbono possuindo uma temperatura de início da martensite de, pelo menos, 300°C e compreendendo grãos de martensite-austenite de 5 a 9 mícrones de diâmetro, estando cada grão ligado por um invólucro de austenite e possuindo uma microestrutura contendo lâminas de martensite alternadas com filmes finos de austenite numa orientação uniforme única ao longo do referido grão, e quaisquer carbonetos presentes na referida liga de aço-carbono são precipitados de menos do que 50 nm (500 Å).

2. Liga de aço-carbono de acordo com a reivindicação 1 em que a referida temperatura de início da martensite é de, pelo menos, 350°C.

3. Liga de aço-carbono de acordo com a reivindicação 1 ou a reivindicação 2 possuindo um máximo de 0,35% de carbono em peso.

4. Liga de aço-carbono de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 3 compreendendo ainda de 1% a 6% em peso de um membro seleccionado entre níquel e manganês.

5. Liga de aço-carbono de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 4 compreendendo de 0,05% a 0,33% de carbono, de 0,5% a 12% de crómio, de 0,25% a 5% de níquel, de 0,26% a 6% de manganês e menos do que 1% de silício, tudo em peso.

6. Processo para a produção de uma liga de aço-carbono tenaz, resistente à corrosão, de alta resistência, compreendendo o referido processo:

- (a) a formação de uma composição de liga de aço-carbono possuindo uma temperatura de início da martensite de, pelo menos, 300°C;
- (b) o aquecimento da referida composição da liga de aço-carbono a uma temperatura suficiente para fazer com que a referida composição da liga assuma uma fase austenítica homogénea com todos os elementos de formação da liga em solução;

- (c) a laminagem e arrefecimento da referida fase austenítica homogénea enquanto a referida fase austenítica está acima da sua temperatura de recristalização da austenite, para se conseguir uma dimensão de grão de 5 a 9 mícrones; e
- (d) o arrefecimento da referida fase austenítica ao longo da referida gama de transição da martensite para converter a referida fase austenítica numa microestrutura de grãos fundidos, tendo cada grão um diâmetro de 5 a 9 mícrones e contendo lâminas de martensite alternando com filmes de austenite retida numa orientação uniforme ao longo do referido grão, e quaisquer carbonetos presentes na referida liga de aço-carbono são precipitados com menos do que 50 nm (500 Å).

7. Processo de acordo com a reivindicação 6 em que o passo (b) compreende o aquecimento da referida composição da liga de aço-carbono até uma temperatura na gama de 1050°C a 1200°C, e o referido processo compreende ainda o arrefecimento da referida fase austenítica homogénea após o passo (b) até uma temperatura intermédia na gama de 900°C a 950°C e realização de, pelo menos, uma porção da referida laminagem do passo (c) à referida temperatura intermédia.

8. Processo de acordo com a reivindicação 6 ou a reivindicação 7 em que a referida liga de aço-carbono compreende de 0,05% a 0,33% de carbono, de 0,5% a 12% de crómio, de 0,25% a 5% de níquel, de 0,26% a 6% de manganês e menos do que 1% de silício, tudo em peso.

9. Liga de aço-carbono possuindo uma temperatura de início de martensite de, pelo menos, 300°C e compreendendo grãos de martensite-austenite de 5 a 9 mícrones de diâmetro, estando cada grão ligado por um invólucro de austenite e possuindo uma microestrutura contendo lâminas de martensite alternando com filmes finos de austenite numa orientação única ao longo do referido grão e quaisquer carbonetos presentes na referida liga de aço-carbono são precipitados com menos do que 50 nm (500 Å), em que a referida liga de aço-carbono compreende de 0,03% a 0,35% de carbono, de 0,5% a 12% de crómio, de 0,25% a 5% de níquel, de 0,26% a 6% de manganês e menos do que 1% de silício, tudo em peso.

10. Liga de aço-carbono de acordo com a reivindicação 9, em que a referida liga de aço-carbono compreende de 0,05% a 0,33% de carbono.

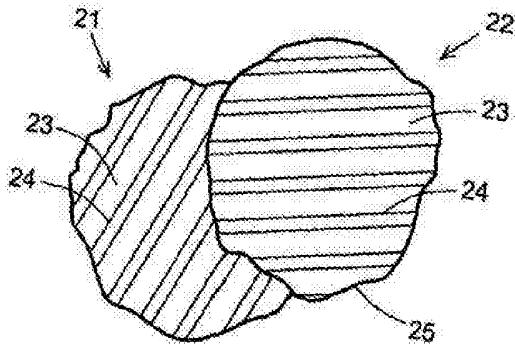
11. Liga de aço-carbono de acordo com a reivindicação 9 ou a reivindicação 10 que é obtida por:

- (a) formação de uma composição de liga de aço-carbono possuindo uma temperatura de início da martensite de, pelo menos, 300°C e compreendendo de 0,03% a 0,35% de carbono, de 0,5% a 12% de crómio, de 0,25% a 5% de níquel, de 0,26% a 6% de manganês e menos do que 1% de silício, tudo em peso;
- (b) aquecimento da referida composição da liga de aço-carbono a uma temperatura suficiente para fazer com que a referida composição da liga assuma uma fase austenítica homogénea com todos os elementos de formação da liga em solução;
- (c) laminagem e arrefecimento da referida fase austenítica homogénea enquanto a referida fase austenítica está acima da sua temperatura de recristalização da austenite para se conseguir uma dimensão de grão de 5 a 9 micrões; e
- (d) arrefecimento da referida fase austenítica ao longo da referida gama de transição da martensite para converter a referida fase austenítica numa microestrutura de grãos fundidos, tendo cada grão um diâmetro de 5 a 9 micrões e contendo lâminas de martensite alternando com filmes de austenite retida numa orientação uniforme ao longo do referido grão, e quaisquer carbonetos presentes na referida liga de aço-carbono são precipitados com menos do que 50 nm (500 Å).

12. Liga de aço-carbono de acordo com a reivindicação 11 em que o passo (b) compreende o aquecimento da referida composição de liga de aço-carbono a uma temperatura na gama de 1050°C a 1200°C e o referido processo compreende ainda o arrefecimento da referida fase austenítica homogénea após o passo (b) a uma temperatura intermédia na gama de 900°C a 950°C e a realização de, pelo menos, uma porção da referida laminagem do passo (c) à referida temperatura intermédia.

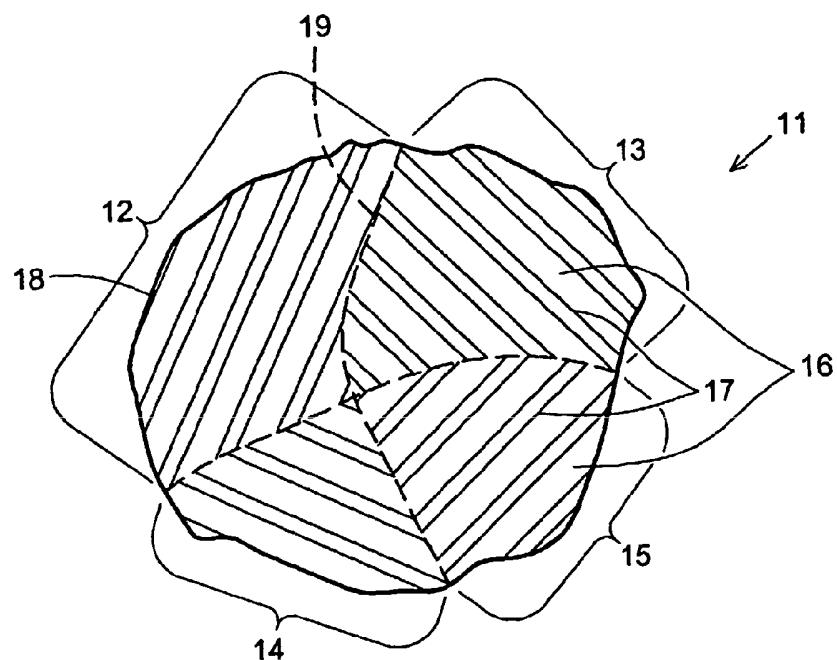
RESUMO

**"Aços martensíticos nanocompósitos"**



São descritos aços-carbono de alto desempenho que contêm estruturas laminadas deslocadas em que lâminas de martensite alternam com filmes finos de austenite, mas em que cada grão da estrutura laminada deslocada está limitado a uma única variante de microestrutura orientando todos os filmes finos de austenite na mesma direcção. Isto é conseguido através de um controlo cuidado da dimensão do grão a menos do que dez micrões. Outras melhorias no desempenho do aço são conseguidas processando o aço de tal modo que seja evitada a formação de bainite, pearlite e a precipitação nas interfases.

**Fig. 1 - Arte Anterior**



**Fig. 2**

