



República Federativa do Brasil
Ministério da Indústria, Comércio Exterior
e Serviços
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

(11) PI 0419131-5 B1

(22) Data do Depósito: 27/10/2004

(45) Data de Concessão: 28/11/2017



(54) Título: FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO DESGASTE, MÉTODO PARA A PRODUÇÃO DE UMA CORRIDA DE FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO DESGASTE, MÉTODO PARA A PRODUÇÃO DE RECOBRIMENTO SUPERFICIAL MEDIANTE SOLDAGEM À RESISTÊNCIA DE FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO DESGASTE

(51) Int.Cl.: C22C 33/08; C22C 37/06; C22C 37/08; C22C 37/10

(73) Titular(es): GLOBAL TOUGH ALLOYS PTY LTD

(72) Inventor(es): GRAHAM LEONARD FRASER POWELL

FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO
DESGASTE, MÉTODO PARA A PRODUÇÃO DE UMA CORRIDA DE FERRO
BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO DESGASTE,
MÉTODO PARA A PRODUÇÃO DE RECOBRIMENTO SUPERFICIAL MEDIANTE
5 SOLDAGEM À RESISTÊNCIA DE FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE
CROMO RESISTENTE AO DESGASTE

Campo da Invenção

A presente invenção refere-se a ferros brancos de
elevado teor de cromo resistentes ao desgaste, os quais são
10 apropriados para o recobrimento superficial mediante
soldagem à resistência de componentes e também para a
fundição direta de produtos completos, e que permitem uma
maior ductilidade à fratura.

Antecedentes da Invenção

15 Os ferros brancos ao cromo, particularmente os
ferros brancos de elevado teor de cromo, resistem ao
desgaste em consequência de seu teor de carbonetos de M_7C_3
muito duros, onde M é Fe, Cr ou Cr, Fe, mas eles podem
incluir quantidades pequenas de outros elementos tais como o
20 Mn ou o Ni, dependendo da composição. Os ferros brancos de
elevado teor de cromo resistentes ao desgaste podem ser
hipoeutéticos, eutéticos ou hipereutéticos.

Os ferros brancos ao cromo hipoeutéticos têm até
aproximadamente 3,0% de carbono, e a sua microestrutura
25 contém dendritos primários de austenita em uma matriz de uma
mistura eutética de carbonetos de M_7C_3 e austenita. Os ferros
brancos eutéticos têm de aproximadamente 3,0% a
aproximadamente 4,0% de carbono e uma microestrutura de uma
mistura eutética dos carbonetos de M_7C_3 e austenita. Os
30 ferros brancos ao cromo hipereutéticos têm de

aproximadamente 3,5% a aproximadamente 5,0% de carbono, ao passo que a sua microestrutura contém carbonetos de M_7C_3 primários em uma matriz de uma mistura eutética de carbonetos de M_7C_3 e austenita. Em cada caso, é a presença dos carbonetos de M_7C_3 , como carbonetos eutéticos ou carbonetos primários, que confere à liga as suas características de desgaste. Os ferros brancos hipereutéticos são considerados como dotados de frações de volume mais elevadas dos carbonetos de M_7C_3 duros e resistentes ao desgaste do que os ferros brancos hipoeutéticos, e desse modo são frequentemente a liga preferida para muitas aplicações de recobrimento superficial mediante soldagem à resistência. No entanto, os ferros brancos hipereutéticos geralmente não são favorecidos para a fundição, devido à fissura induzida por tensão durante o resfriamento.

É amplamente reconhecido no estado da técnica que, com o aumento nas propriedades resistentes ao desgaste disponíveis com ferros brancos de elevado teor de cromo hipereutético, há uma diminuição correspondente na ductilidade à fratura. Os ferros fundidos brancos de elevado teor de cromo são utilizados extensivamente na mineração e nas indústrias de processamento de minerais, nas aplicações em que a sua resistência à abrasão é requerida, mas em que uma ductilidade à fratura relativamente baixa é aceitável. No entanto, há outras aplicações onde uma baixa ductilidade à fratura não tem sido aceitável. Isto significa que os ferros fundidos brancos de elevado teor de cromo hipereutético não são utilizáveis e tem havido várias tentativas para solucionar isto.

A seção dos antecedentes do pedido de patente australiano AU-A-28865184, que se refere principalmente a ferros fundidos brancos de elevado teor de cromo de composições tanto hipoeutética quanto hipereutética, 5 descreve as muitas tentativas que falharam em desenvolver ligas de ferro branco hipereutético satisfatórias para as fundições, que combinam a resistência ao desgaste com a ductilidade à fratura. O pedido de patente AU-A-28865184 também descreve várias tentativas de desenvolver composições 10 hipoeutéticas, e mostra as tentativas no estado da técnica de desenvolver ligas de recobrimento superficial mediante soldagem à resistência apropriadas na provisão de soluções possíveis ao dilema da resistência ao desgaste versus a ductilidade à fratura. No entanto, o pedido de patente AU-A- 15 28865184 de fato resolve predominantemente o problema de fissuras de composições vazadas mediante a sua formação como compósitos fundidos, ou seja, mediante a criação de um componente compósito que compreende a liga preferida ligada metalurgicamente a um substrato, ajudando desse modo a 20 evitar a probabilidade de fissuras com o resfriamento da liga fundida. De fato, o pedido de patente AU-A-28865184 procura superar as desvantagens de baixa ductilidade à fratura e fissuras com peças fundidas hipereutéticas que têm mais de 4,0% em peso de carbono ao assegurar a formação em 25 uma peça fundida compósita de carbonetos de M_7C_3 primários com dimensões em seção transversal médias não superiores a 75 micra, e sugere uma variedade de mecanismos para fazer isto. Desse modo, o objetivo do pedido de patente AU-A-28865184 é a superação do problema mediante a formação de 30 componentes compósitos e a limitação do tamanho dos

carbonetos de M_7C_3 primários na própria liga.

A patente US 5.803.152 também busca o refino da microestrutura, particularmente de peças fundidas de ferro branco hipereutético de seção espessa, a fim de maximizar a nucleação de carbonetos primários, permitindo desse modo um aumento não somente na ductilidade à fratura, mas também na resistência ao desgaste. Este refinamento é obtido mediante a introdução de um material em partículas em uma corrente de metal em fusão enquanto o metal está sendo despejado para uma operação de fundição. O material em partículas serve para extrair calor e para super-fundir o metal em fusão na faixa de solidificação da fase primária entre as temperaturas liquidus e solidus.

Com relação às tentativas precedentes de melhorar a ductilidade à fratura nas ligas de recobrimento superficial mediante soldagem à resistência, a patente US 6.375.895 indica que a maior parte dos ferros brancos de elevado teor de cromo da técnica anterior para o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência sempre apresenta uma rede mais ou menos densa de fissuras (ou de fissuras de contração) na condição tal como soldada, apesar das precauções para evitar isto. A patente US 6.375.895 indica que a dureza comparativa de carbonetos primários (número de dureza Brinell de aproximadamente 1.700 (BHN)) em uma matriz de austenita mole (aproximadamente 300 BHN a 600 BHN) causa fissuras de contração no resfriamento do estado em fusão. A solução oferecida pela patente US 6.375.895 consiste na adoção de uma composição de liga particular, no pré-aquecimento do componente base a ser submetido ao recobrimento superficial mediante soldagem à

resistência, e os regimes de resfriamento subsequentes, que asseguram uma presença martensítica substancial na microestrutura e uma dureza consistente (aproximadamente 455 BHN a 512 BHN) por toda a liga.

5 Um objetivo da presente invenção consiste na apresentação de um ferro branco de elevado teor de cromo resistente ao desgaste que pode ser vazado ou utilizado como uma liga de recobrimento superficial mediante soldagem à resistência substancialmente livre de fissura. Quando
10 utilizado para produzir peças fundidas, o ferro branco da invenção não requer a formação de componentes compósitos, ou o uso de técnicas de fundição complexas. Além disso, o uso de técnicas de pré-aquecimento dispendiosas não é necessário para o uso do ferro branco para o recobrimento superficial
15 mediante soldagem à resistência.

Antes de passar para uma descrição resumida da invenção, deve ser apreciado que a descrição precedente da técnica anterior é fornecida somente para finalidades de fundamentos. A referência a esta técnica anterior não deve
20 ser considerada como um reconhecimento que a divulgação de qualquer um dos documentos levados em consideração é bem conhecida ou tenha entrado no campo do conhecimento geral comum na Austrália ou em outros lugares.

Descrição Resumida da Invenção

25 O autor da presente invenção foi o primeiro a reconhecer as causas do problema da ductilidade à fratura com ferros brancos de elevados teores de cromo resistentes ao desgaste. O autor da presente invenção reconheceu a presença de uma camada fina de martensita nas interfaces
30 entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita, e também

reconheceu que esta camada fina de martensita permite ou pelo menos inicia a fissura. Isto se aplica se os carbonetos de M_7C_3 forem carbonetos primários e a austenita for aquela de matriz eutética, ou se os carbonetos de M_7C_3 forem carbonetos eutéticos e a austenita for eutética ou, onde relevante, se a austenita for austenita primária. Desse modo, as descobertas se aplicam aos ferros brancos de elevado teor de cromo hipoeutético, eutético e hipereutético para serem utilizados na produção de peças fundidas. As descobertas também se aplicam às ligas eutéticas e hipereutéticas utilizadas para a deposição de solda e para muitas, se não todas, as ligas hipoeutéticas utilizadas para a deposição de solda.

O autor da presente invenção determinou adicionalmente que essa camada fina de martensita é normalmente de menos de 1 micron de espessura, mas ela pode ser até de várias micra de espessura, ou pode ser tão fina quanto vários nanômetros. A camada pode não ser totalmente contínua em torno de um carboneto e pode não ser uniforme na espessura. Tal camada será naturalmente visível normalmente apenas com a utilização de microscópios eletrônicos ou algo do gênero.

As descobertas feitas indicam que a presença da camada fina de martensita resulta normalmente em ferros brancos de elevado teor de cromo de uma diminuição no teor de cromo e de carbono na austenita adjacente aos carbonetos de M_7C_3 , e a influência do teor de silício aumenta a tendência para a formação de martensita na austenita adjacente aos carbonetos de M_7C_3 .

A título de explanação, os depósitos de solda

formados durante o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência são sujeitados a tensões internas resistentes à tração residuais devido à contração durante o resfriamento depois que a solda solidifica. Foi verificado
5 que a camada fina, dura e frágil de martensita adjacente aos carbonetos de M_7C_3 alivia essas tensões internas resistentes à tração por fissuras. Na ausência desta camada fina de martensita, a austenita mais mole pode se deformar para acomodar as tensões internas resistentes à tração residuais,
10 eliminando a iniciação de fissuras e minimizando a propagação de fissura onde alguma microfissura ainda ocorre.

O autor da presente invenção verificou adicionalmente que a martensita nas interfaces entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita não é a única causa de
15 fissuras das peças fundidas e do recobrimento superficial mediante soldagem à resistência de solda depositada. Uma causa principal adicional, conforme aqui detalhado mais adiante, é a formação de carbonetos de M_7C_3 que têm um nível elevado de interconectividade. Foi verificado que algumas
20 adições de ligas aumentam a interconectividade do carboneto de M_7C_3 onde o nível de pelo menos uma das adições é tal que a super-fusão da massa em fusão ocorre antes da solidificação. Isto se aplica a ambas as peças fundidas e aos depósitos de solda e onde isto se dá conjuntamente com a
25 presença de martensita nas interfaces de carboneto de M_7C_3 e austenita a iniciação e a propagação de fissura essencialmente não podem ser evitadas. Onde a interconectividade do carboneto M_7C_3 ocorre nas ligas que não são suscetíveis à presença de martensita nessas interfaces,
30 essa fonte da iniciação de fissura é evitada, embora a

iniciação e a propagação da fissura de contração ainda sejam amplamente inevitáveis.

O autor da presente invenção verificou que, em grande parte, a solução para ambas as fontes da iniciação e
5 a propagação de fissura nos ferros brancos de elevado teor de cromo, quer seja utilizada nas fundições ou na deposição de solda, é a mesma.

A presente invenção apresenta um ferro branco de elevado teor de cromo resistente ao desgaste, em que o dito
10 ferro branco em uma condição não-tratada termicamente tem uma microestrutura que compreende substancialmente austenita e carbonetos de M_7C_3 e em que o dito ferro branco contém pelo menos um promotor de martensita e pelo menos um estabilizante de austenita, sendo que o dito promotor de
15 martensita e o dito estabilizante de austenita estão presentes nos níveis respectivos para obter um equilíbrio entre os seus efeitos, por meio do que o ferro branco fica substancialmente livre de fissuras. No máximo, quando não em substancialmente todos os casos, o ferro branco é não
20 somente substancialmente livre de fissuras, mas também tem uma maior ductilidade à fratura.

Em uma forma, o ferro branco está em uma condição tal como fundido e os dito níveis respectivos atingem um equilíbrio por meio do que o ferro branco fica
25 substancialmente livre de martensita na interface entre a austenita e os carbonetos de M_7C_3 .

Em uma outra forma, o ferro branco compreende o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência executado sobre um substrato através da deposição de solda,
30 e o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência

é substancialmente livre de fissura de contração. O equilíbrio entre os efeitos do promotor de martensita e o estabilizante de austenita pode ser tal que os carbonetos de M_7C_3 da dita microestrutura exibem um nível relativamente
5 baixo de interconectividade entre as partículas de carboneto. O nível baixo de interconectividade é de preferência tal que a microestrutura é substancialmente livre de partículas ramificadas de carboneto e, onde relevante, os ditos níveis respectivos também atingem um
10 equilíbrio por meio do que o ferro branco fica substancialmente livre de martensita nas interfaces entre a austenita e os carbonetos de M_7C_3 .

A presente invenção apresenta ligas de ferro branco de elevado teor de cromo resistente ao desgaste, as quais
15 não têm substancialmente nenhuma martensita nas interfaces entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita, de maneira tal que as ligas, tanto tal como fundidas quanto tal como depositadas para o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência, são substancialmente livres de
20 fissuras. No entanto, deve ser apreciado que a referência ao fato de não haver substancialmente nenhum martensita nessas interfaces não impossibilita a presença de alguma martensita dentro das regiões austeníticas afastadas das interfaces. A invenção é caracterizada pela prevenção da formação da
25 camada fina de martensita nas interfaces entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita, e não necessita da exclusão total de toda a martensita, embora isso possa ocorrer. Certamente, em algumas composições a presença da martensita que não nessas interfaces é desejável.

30 Em uma outra forma, a presente invenção apresenta

um ferro branco de elevado teor de cromo resistente ao desgaste que tem um equilíbrio suficiente de pelo menos um promotor de martensita e pelo menos um estabilizante de austenita de maneira tal que não há substancialmente nenhuma martensita nas interfaces entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita de modo que o ferro branco, tanto tal como fundido quanto tal como depositado para o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência, é substancialmente livre de fissuras.

O silício, como um promotor da martensita, é um membro do grupo dos elementos de liga que agem para promover a formação de martensita. Os elementos de liga desse grupo também incluem o boro. Nos ferros brancos de elevado teor de cromo de acordo com a presente invenção, o silício é o promotor de martensita de importância principal para a finalidade de obter o equilíbrio requerido com pelo menos um estabilizante de austenita. No entanto, o boro pode ser utilizado como um promotor de martensita, tal como até aproximadamente 1% ou até mesmo tão alto quanto 2%. O boro pode influenciar a ação do silício, ou ele pode ser utilizado como o único promotor de martensita. Geralmente, o controle requerido pela invenção é aqui descrito com referência ao silício como o promotor de martensita e o pelo menos um estabilizante de austenita, embora se deva ter em mente que o boro pode ser utilizado como promotor de martensita.

Pelo menos um estabilizante de austenita é um membro do grupo dos elementos de liga que agem para promover e estabilizar a formação da austenita. Os elementos de liga desse grupo incluem o manganês, o níquel, o cobre e o

molibdênio. Estes elementos podem ser utilizados sozinhos ou em combinação. Destes quatro elementos, é verificado que o manganês e o níquel são particularmente benéficos para a finalidade da presente invenção. O controle requerido pela
5 invenção é descrito, portanto, com referência ao manganês e/ou ao níquel como estabilizante de austenita, embora quantidades menores de pelo menos um dos outros estabilizantes de austenita também possam estar presentes. Além disso, deve se ter em mente que os outros
10 estabilizantes podem ser utilizados em vez do manganês e/ou do níquel.

Em uma forma preferida da invenção, a camada fina de martensita nas interfaces entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita são evitados por um 'equilíbrio suficiente' de
15 vários elementos de liga, na forma de quantidades apropriadas de estabilizantes de austenita (tais como o manganês e/ou o níquel) e promotores de martensita (tais como o silício e/ou o boro). O termo 'equilíbrio suficiente' é uma referência funcional à quantidade desses elementos de
20 liga que estão presentes no ferro branco ao cromo de maneira tal que uma peça fundida ou um recobrimento superficial mediante soldagem à resistência, resultante seja substancialmente livre de fissuras.

Com maior consideração a estes elementos de liga,
25 promotores de martensita, tais como o silício, foram sugeridos para a adição a alguns ferros brancos ao cromo para aumentar a fluidez da massa em fusão durante o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência ou a fundição. No entanto, o autor da presente invenção também
30 determinou que a presença de um promotor de martensita tal

como o silício pode produzir um resultado cumulativamente prejudicial previamente insuspeito. Foi verificado que a presença do promotor de martensita pode ter o efeito oposto aos estabilizantes de austenita preferidos (mangânês e níquel) com a formação de martensita. Desse modo, foi verificado que o promotor de martensita pode agir não meramente para promover a formação da martensita, mas para promover especificamente a formação da martensita nas interfaces entre a austenita e os carbonetos de M_7C_3 . Desse modo, a razão para o equilíbrio do promotor de martensita, tal como o silício, e dos estabilizantes de austenita.

Apesar de ser conhecido como promotor da martensita, o silício é adicionado ou tolerado até níveis substanciais porque se acreditava que o seu efeito como um promotor da martensita era compensado pelo uso de estabilizantes de austenita. Isto é, a percepção foi que a estabilização suficiente da austenita pode ser obtida, apesar da presença do silício, de maneira tal que o resultado líquido é que o efeito benéfico do silício no aumento da fluidez da massa em fusão pode ser obtido sem nenhuma desvantagem. Esta percepção é suportada pelas técnicas metalográficas normalmente utilizadas. Para os ferros brancos ao cromo em que a supressão da martensita foi procurada, a resolução das fotomicrografias obtidas por essas técnicas mostra austenita primária e matriz eutética para ferros hipoeutéticos e carbonetos de M_7C_3 e matriz eutética para ferros hipereutéticos. A resolução é tal que a matriz eutética é percebida como compreendendo carbonetos de M_7C_3 e austenita, sem martensita. No caso dos dendritos de ferros brancos hipoeutéticos, essas resoluções podem mostrar

dendritos primários como compreendendo austenita sozinha ou como compreendendo austenita dentro da qual pode haver regiões de martensita, conforme antecipado. Neste último caso, as regiões martensíticas devem ser consideradas como
5 aceitáveis, uma vez que elas estão contidas dentro da austenita. Em cada caso, as fotomicrografias mostram que o que se espera e não há nenhuma razão para olhar adiante porque a fissura parece ser explicada satisfatoriamente pela tensão residual.

10 Conforme indicado, foi verificado que o silício pode ter um papel ativo, se previamente insuspeito, na promoção da formação de martensita a despeito da estabilização da austenita. Esse papel é prejudicial, uma vez que a martensita formada está nas interfaces entre os
15 carbonetos de M_7C_3 e a austenita. Isto pode consistir em carbonetos e austenita da fase eutética, ou austenita primária e carboneto eutético ou carboneto primário e austenita eutética, ou combinações relevantes destas situações.

20 Continua sendo desejável que se tenha um teor de silício que tenha o efeito benéfico conhecido de aumentar a fluidez. No entanto, não se trata simplesmente de uma questão de ter um nível requerido de silício para esta finalidade e compensar a ação adversa do silício como um
25 promotor de martensita mediante a adição de pelo menos um excesso suficiente de estabilizante de austenita. Um fator é o custo adicionado do excesso de estabilizante de austenita. Uma razão mais importante é, no entanto, fornecida por uma outra influência complexa de silício na microestrutura. Foi
30 verificado que, dependendo do nível em que o silício está

presente, o silício pode aumentar ou diminuir a interconectividade dos carbonetos de M_7C_3 . Isto é da relevância particular para os ferros brancos hipereutéticos, mas também se aplica aos ferros hipoeutéticos.

5 Na seção sob o título "Ferros Brancos de Elevado Teor de Cromo" na página 681, ASM Handbook, volume 15, Castings, 9a edição, estes ferros brancos são considerados como "distinguidos pelos carbonetos eutéticos de M_7C_3 duros relativamente descontínuos". No caso de ferros
10 hipereutéticos, também há bastões hexagonais grandes de carbonetos de M_7C_3 primários, e também é percebido que eles são pelo menos substancialmente descontínuos. No entanto, conforme aqui indicado, o silício pode influenciar a extensão da interconectividade do carboneto, dentro do
15 carboneto eutético e dentro do carboneto primário. Um aumento na interconectividade do carboneto M_7C_3 aumenta a fragilidade total e facilita a iniciação e a propagação de fissuras, ao passo que uma diminuição na interconectividade permite que a fase de austenita resistente limite a
20 iniciação e a propagação de fissuras.

 O silício pode aumentar a super-fusão na massa em fusão antes que a solidificação ocorra, o que aumenta a interconectividade dos carbonetos de M_7C_3 eutéticos e, para as microestruturas hipereutéticas, aumenta a
25 interconectividade dos carbonetos de M_7C_3 primários. Portanto, aumenta a fragilidade total de uma peça fundida ou de um depósito de solda. No entanto, se o silício estiver presente em um nível controlado tal que nenhuma super-fusão substancial ocorre, foi verificado que o silício pode servir
30 para diminuir a interconectividade dos carbonetos de M_7C_3

primários e dos carbonetos de M_7C_3 eutéticos. Com tal diminuição na interconectividade, a ductilidade à fratura, a resistência ao desgaste e a resistência ao choque térmico são aumentadas. Níveis mais elevados de silício podem ser aplicados para reduzir a interconectividade dos carbonetos de M_7C_3 eutéticos em composições hipoeutéticas porque o carboneto eutético regular complexo com elevada interconectividade não é formado em ligas hipoeutéticas.

Foi verificado que há um fator adicional, de relevância particular para a peça fundida, que de preferência pode ser levado em consideração na determinação do nível de silício. Na prática atual, uma velocidade de resfriamento lenta é utilizada na fundição de ferros brancos ao cromo. Com relação a esses ferros, está indicado na página 683 do ASM Handbook acima detalhado sob o título "Shakeout Practices" que "O resfriamento o tempo todo até a temperatura ambiente na massa em fusão é desejável e pode ser um requisito para evitar a fissura, especialmente se a martensita for formada durante os últimos estágios de resfriamento". Também é indicado que esta precaução pode ser imperativa em peças fundidas de seção pesada, e que uma causa frequente de tensões altamente residuais e de fissuras é a extração das peças fundidas do molde a uma temperatura demasiadamente alta. Isto é, a fissura tem sido principalmente atribuída à velocidade de resfriamento, em que as velocidades de resfriamento mais lentas reduzem o risco de formação e propagação de fissuras.

A descoberta aqui é que, sujeito ao equilíbrio entre pelo menos um promotor de martensita, tal como o silício, e pelo menos um estabilizante de austenita, um

nível crescente de silício permite que uma velocidade de resfriamento cada vez maior seja utilizada sem o risco de fissuras. Naturalmente que isto tem um benefício prático na redução do tempo do ciclo da produção de fundição. No
5 entanto, a descoberta também é de relevância para a soldagem, em que uma alta velocidade de resfriamento é inerente, uma vez que um teor mais elevado de silício, por exemplo, também diminui o risco de fissura devido às tensões residuais sem considerar o efeito combinado do nível de
10 silício e da velocidade de resfriamento sobre a interconectividade de M_7C_3 .

Levando os fatores acima em consideração, é preferível que o nível de silício nos ferros brancos ao cromo de acordo com a invenção seja de 0,25 a 3,5%. No
15 entanto, com mais preferência o nível é de 0,5 a 3,25%. Em algumas formas (dependendo da microestrutura), os níveis de silício não devem ser maiores do que aproximadamente 2,755%, tal como será explicado a seguir. O boro é um tanto mais potente do que o silício e, conforme indicado acima, o boro
20 só precisa estar presente a níveis de até aproximadamente 1%, ou somente até aproximadamente 2%.

Por todo o presente relatório descritivo, a menos que esteja indicado de alguma outra forma, as porcentagens são em peso. Para as aplicações de recobrimento superficial
25 mediante soldagem à resistência, as porcentagens permitem a diluição pelo metal baixo, tal como de 10 a 4 0%.

Em uma forma particularmente preferida da invenção, os estabilizantes de austenita, manganês e níquel, estão ambos presentes na liga em uma quantidade de 4,0% a
30 aproximadamente 12%, tal como de 4,0% a 8,0% a fim de ajudar

a impedir a transformação da austenita em martensita. No entanto, deve ficar compreendido que não é essencial que ambas estejam presentes, uma vez que a presença de somente um destes elementos, na faixa preferida mencionada, pode ser
5 suficiente. Além disso, embora o manganês e/ou o níquel possam estar presentes em até aproximadamente 12%, em pelo menos alguns casos a faixa preferida é de 4,0% a 8,0%.

Quando os estabilizantes de austenita alternativos são utilizados, o cobre tipicamente pode ser utilizado
10 substancialmente aos mesmos níveis que aqueles indicados para o manganês e/ou o níquel. O molibdênio, no entanto, precisa ser utilizado a níveis mais elevados para permitir uma proporção que forme carboneto e, desse modo, não esteja disponível como estabilizante de austenita. Desse modo, é
15 apropriado considerar uma equivalência de molibdênio que propicie uma estabilização similar da austenita para as outras adições de liga. No entanto, é preferível que as duas alternativas, se forem realmente utilizadas, sejam utilizadas em combinação com o manganês e/ou o níquel, e a
20 um nível relativamente baixo. Isto é particularmente válido com o molibdênio em vista do seu custo.

É preferível que, onde dois ou mais estabilizantes de austenita forem utilizados em combinação, o nível total do estabilizante de austenita não seja superior a
25 aproximadamente 20%, e com mais preferência não seja superior a aproximadamente 16%.

O equilíbrio requerido pela presente invenção requer o controle de uma série de variáveis. Estas incluem o nível de silício, o nível de manganês e o nível de níquel. O
30 manganês e níquel podem ser considerados como uma variável,

uma vez que em grande parte eles são intercambiáveis. No entanto, eles diferem ligeiramente em sua eficácia como estabilizantes de austenita e, portanto, é preferível considerar os níveis de manganês e níquel como variáveis separadas. Uma quarta variável é a velocidade de resfriamento. No entanto, como uma variável, a velocidade de resfriamento tem uma relevância maior na fundição, uma vez que o âmbito para a sua variação é um tanto limitado na deposição de solda.

As indicações atuais são que uma relação empírica entre as quatro variáveis detalhadas acima pode ser desenvolvida. Se isto ocorrer, a forma de tal relação não é clara, embora pareça evidente que nenhuma das relações atualmente conhecidas ou utilizadas, tal como a relação de Andrew para determinar a temperatura M_s de partida da martensita, é relevante para obter o equilíbrio requerido pela invenção. O resultado final é que, para um ferro branco de elevado teor de cromo que tem um determinado teor de cada um dentre o carbono e o cromo, é necessário realizar fundições experimentais rotineiras preliminares e deposições de solda para determinar um equilíbrio apropriado entre o silício e pelo menos um dentre o manganês e o níquel. Estas experimentações devem ser realizadas a uma velocidade de resfriamento relevante para uma peça fundida de produção para a qual uma composição total de ferro branco deve ser estabelecida. Além disso, pelo menos em alguns casos, o teor de silício será predeterminado e, sujeito ao fato de isto não ocorrer a um nível que irá provavelmente resultar em super- fusão, as experimentações podem desse modo se reduzir ao ajuste do teor de manganês e/ou níquel para obter o

equilíbrio requerido.

Como uma medida preliminar, pelo menos a obtenção do equilíbrio pode ser determinada ao apresentar um à fundição experimental ou ao depósito de solda. Se o
5 ferromagnetismo (indicativo da presença da martensita no contexto atual) não for evidente, a obtenção pelo menos aproximada do equilíbrio foi atingida. No entanto, é apropriado prosseguir além disto até um exame metalográfico para confirmar que não há nenhuma martensita na interface
10 entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita.

No ferro branco de elevado teor de cromo da presente invenção, a quantidade de cromo presente varia de preferência de 8% a 50%. Com mais preferência, o nível de cromo varia de 10% a 30%. O teor de carbono será tipicamente
15 de 1,0% a 6,0%. No entanto, há sub-faixas sobrepostas para o nível de carbono, dependendo se o ferro branco é de composição hipoeutética, eutética ou hipereutética. Os carbonetos serão desse modo predominantemente do tipo M_7C_3 , embora quantidades pequenas de carbonetos de $M_{23}C_6$ menos
20 duros possam estar presentes, tal como em regiões da austenita primária.

Para uma composição de ferro branco ao cromo hipoeutético, a quantidade de carbono presente será geralmente de 1,0% a 3,0%. Para uma composição eutética, a
25 quantidade de carbono presente será geralmente de 3,0% a 4,0%, ao passo que uma composição hipereutética geralmente terá de 3,5% a 5,0%. No entanto, deve ser apreciado que estas faixas podem ser alteradas, dependendo da presença de outros elementos de liga. Por exemplo, se a liga incluir uma
30 quantidade de até aproximadamente 10% de nióbio e/ou vanádio

(total) (que pode ser adicionada para precipitar os carbonetos duros de nióbio e vanádio para aumentar a resistência ao desgaste), então as quantidades relevantes de carbono presentes nas composições respectivas irão mudar tal
5 como segue:

Hipoeutética 2,0% a 4,0%

Hipereutética 4,25% a 4,75%

Eutética 5,0% a 6,0%

Pode haver mais alteração destas faixas, dependendo
10 dos elementos de liga. Um elemento versado na técnica irá compreender como, e em que circunstâncias, estas faixas irão mudar. No entanto, alguma explanação é fornecida com relação à Figura 1.

Descrição Geral dos Desenhos

15 A fim de que a invenção possa ser compreendida mais imediatamente, referência agora é feita aos desenhos anexos, nos quais:

a Figura 1 mostra as projeções da superfície de liquidus para os ferros brancos ao cromo na região de
20 interesse comercial;

a Figura 2 é um fotomicrografia de uma amostra tomada de uma peça fundida hipereutética de acordo com a presente forma da prática atual;

a Figura 3 é um fotomicrografia de parte do campo
25 da Figura 2, mas em uma ampliação maior;

a Figura 4 é um fotomicrografia de uma parte do campo da Figura 2, mas em uma ampliação maior ainda;

a Figura 5 é um fotomicrografia de uma amostra tomada de uma peça fundida hipereutética utilizando uma
30 composição de ferro branco ao cromo de acordo com a presente

invenção;

a Figura 6 é um fotomicrografia de uma amostra tomada da mesma peça fundida da Figura 5, mas em uma ampliação maior;

5 a Figura 7 é um fotomacrografia que ilustra a fissura de contração na amostra I e típica de recobrimento superficial mediante soldagem à resistência com depósito de solda da prática atual;

10 as Figuras 8(a) e (b) são fotomicrografias da amostra mostrada na Figura 7;

a Figura 9 é um fotomicrografia da amostra II de recobrimento superficial mediante soldagem à resistência da prática atual, mostrando a microestrutura desejável mas não-representativa;

15 a Figura 10 é um fotomicrografia da amostra III de recobrimento superficial mediante soldagem à resistência da prática atual, mostrando a microestrutura típica mas indesejável dessa prática;

20 as Figuras 11(a) e 11(b) são fotomicrografias nas ampliações respectivas, mostrando uma fissura de contração através da microestrutura indesejável da amostra II da Figura 9;

25 as Figuras 12 e 13 são fotomicrografias respectivas que mostram microestruturas indesejáveis para a amostra III da Figura 10;

a Figura 14 é um micrografia eletrônica da amostra III da Figura 10, mostrando uma outra característica microestrutural indesejável típica;

30 a Figura 15 é um fotomicrografia de um depósito de solda típico de um ferro branco de elevado teor de cromo de

acordo com a presente invenção;

a Figura 16 é um fotomicrografia tirada longitudinalmente da direção da aplicação do depósito de solda mostrado na Figura 15; e

5 a Figura 17 é um fotomicrografia tirada transversalmente do depósito de solda mostrado na Figura 15.

Descrição Detalhada

A Figura 1 ilustra as projeções de superfície de liquidus para Fe-Cr-C ternário para os ferros brancos de elevado teor de cromo no canto rico em Fe da superfície de liquidus de C-Cr-Fe meta-estável. As composições ternárias têm até 6% de carbono e até 40% de cromo. Elas também contêm porcentagens pequenas de manganês e silício.

15 As projeções de superfície de liquidus na Figura 1 podem ser utilizadas para mostrar a relação entre a microestrutura e o teor de carbono e de cromo. A região marcada como Y indica as composições hipoeutéticas. Todas as composições nos pontos A, B, C, D e E se enquadram dentro das faixas gerais aqui indicadas como Grupo I.

20 As composições A e B se enquadram na região hipoeutética e estão perto dos limites. As microestruturas eutéticas se enquadram na linha de U₁ a U₂, de uma composição perto de B ao longo da linha ao ponto C. As composições hipereutéticas se enquadram dentro da região marcada com M₇C₃, a qual inclui as composições D e E.

25 Qualquer regime de resfriamento que tende a realçar ou promover a transição da austenita em martensita é de preferência evitado. Para algumas composições pode ser preferível adotar um regime de resfriamento que não promova a formação de martensita. No entanto, conforme aqui

30

detalhado anteriormente, teores mais elevados de silício podem permitir velocidades de resfriamento mais rápidas.

Descrição Detalhada das Realizações Preferidas

Os exemplos ilustrativos não limitadores das composições de ferro branco ao cromo para serem utilizadas nas peças fundidas ou depósitos de solda de acordo com a presente invenção são indicados nas Tabelas I e II. A tabela indica as composições do grupo I, as quais cobrem as composições nos pontos A, B, C, D e E mostrados na Figura 1. A tabela II cobre as composições similares de que, pelas razões detalhadas acima, diferem, uma vez que elas incluem nióbio e/ou vanádio.

Tabela I - Faixas da Composição do Grupo I

Microestrutur- ra	% de C	% de Cr	% de Nb/V	% de Mn	% de Ni	% de Si
Hipoeutética	1,0 a 3,0	18,0 a 27,0	nada	4,0 a 8,0	4,0 a 8,0	0,25 a 2,75
Eutética	3,0 a 4,0	15,0 a 27,0	nada	4,0 a 8,0	4,0 a 8,0	0,25 a 2,75
Hipereutética	4,0 a 5,0	20,0 a 27,0	nada	4,0 a 8,0	4,0 a 8,0	0,25 a 3,25

Tabela II - Faixas da Composição do Grupo II

Microestrutur- ra	% de C	% de Cr	% de Nb/V	% de Mn	% de Ni	% de Si
Hipoeutética	2,5 a 4,0	18,0 a 27,0	10,0	4,0 a 8,0	4,0 a 8,0	0,25 a 2,75
Eutética	4,25 a 4,75	15,0 a 27,0	10,0	4,0 a 8,0	4,0 a 8,0	0,25 a 2,75
Hipereutética	5,0 a 6,0	20,0 a 27,0	10,0	4,0 a 8,0	4,0 a 8,0	0,25 a 3,25

15 Notas:

1. Nas faixas para cada uma das Tabelas I e II, o equilíbrio da composição consiste em ferro e impurezas incidentais. No entanto, os elementos de liga podem ser adicionados tal como mencionado acima.
- 20 2. Nas faixas para a Tabela II, o nióbio e o vanádio podem ambos ser fornecidos nas quantidades dentro da faixa de até

10%, com a quantidade total preferida igual a 10%. Além disso, os carbonetos que resultam da introdução de Nb e/ou de V precisam do carbono adicional mostrado.

Exemplos Ilustrativos - Peças Fundidas

5 Uma peça fundida de ferro branco de elevado teor de cromo, que foi sujeitada ao uso industrial, foi cortada para obter segmentos a partir dos quais os espécimes para a caracterização microestrutural. Os segmentos foram cortados utilizando o corte abrasivo com jato de água. Os espécimes
10 foram cortados dos segmentos com um disco rotativo de carborundum fino (disco de pastilha) resfriado com quantidades copiosas de um refrigerante à base de água. Os espécimes foram examinados utilizando um microscópio de luz refletido Olympus em ampliações de até 500 vezes,
15 inclusive. Os espécimes foram examinados nas condições causticada e não- causticada. O agente de causticação era o cloreto de ácido férrico (5 g de FeCl_3 , 10 ml de HCl , 100 ml de H_2O) .

 A Figura 2 é um fotomicrografia da seção polida e
20 causticada com cloreto de ácido férrico de um espécime tirado de uma peça fundida da indústria. O campo da Figura 2 fica na interseção de uma fissura de subsuperfície e uma fissura rompendo na superfície. Estas são fissuras grandes e provavelmente ocorreram durante o resfriamento depois da
25 solidificação da peça fundida. Uma fotomicrografia de maior resolução da mesma seção, tirada imediatamente à esquerda da interseção entre as fissuras, é mostrada na Figura 3.

 A microestrutura das Figuras 2 e 3 mostram a peça fundida da indústria na condição tal como fundida. O ferro
30 branco ao cromo da peça fundida da indústria do qual as

Figuras 2 e 3 foram derivadas de uma composição hipereutética mostrada na tabela III.

Tabela III - Composição % da Peça Fundida da Indústria

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe/Impurezas
4,5	1,90	0,49	0,12	34	0,95	0,07	O restante

Conforme pode ser reconhecido nas Figuras 2 e 3, a microestrutura exibe somente o carboneto de M_7C_3 primário e a austenita nas respectivas ampliações mostradas. A microestrutura é desse modo significativamente diferente daquela do ferro branco de elevado teor de cromo comum, apesar da composição de ferro branco similar. Nas Figuras 2 e 3, não há nenhum carboneto eutético de M_7C_3 normal dentro da austenita. No caso de um eutético regular, é o crescimento de uma fase eutética que enriquece a solução para formar a segunda fase. Acredita-se que esta diferença seja devido à inoculação da massa em fusão da qual a peça fundida da indústria foi feita, em que o efeito do inoculante consiste em nuclear o carboneto de M_7C_3 durante a solidificação. A força impulsora para o crescimento do carboneto era suficiente para que o carboneto solidificasse independentemente da austenita e, desse modo, resultou um eutético coalescido.

A microestrutura mostrada nas Figuras 2 e 3 têm os carbonetos de M_7C_3 primários (brancos) em uma microestrutura eutética divorciada. Uma estrutura regular complexa, com os seus bastões de carboneto interconectados, foi evitada. Isto é vantajoso, uma vez que a trajetória preferida da fissura nos depósitos de solda de ferro branco de elevado teor de cromo e nas peças fundidas é ao longo da interface entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita. A estrutura de carboneto

eutética regular complexa interconectada forma trajetórias contínuas longas ao longo das quais as fissuras podem se propagar, tornando a eliminação dessa estrutura desejável. No entanto, apesar do fato que isto é efetuado na
5 microestrutura tal como fundida mostrada nas Figuras 2 e 3, a fissura já ocorreu. A razão para isto é evidente na Figura 4.

A ampliação maior da Figura 4 foi feita imediatamente acima da interseção das fissuras mostradas na
10 Figura 2, imediatamente à direita da fissura vertical. Na Figura 4, a fase colorida mais clara é o carboneto de M_7C_3 primário, ao passo que a matriz mais escura é predominantemente austenita eutética divorciada. No entanto, as regiões da borda da austenita, nas interfaces entre a
15 austenita e o carboneto de M_7C_3 , têm uma camada de martensita indicada por setas pretas. Além disso, a seta branca está apontando para uma região de carboneto de $M_{23}C_6$ precipitado dentro da austenita.

A martensita forma uma camada contínua nas
20 interfaces de carboneto de M_7C_3 - austenita, tal como foi estabelecido pela microscopia eletrônica de transmissão (TEM). Na Figura 4, as setas pretas indicam somente as regiões onde a martensita pode apresentar resolução na ampliação da Figura 4. Certamente, a TEM mostra que a camada
25 de martensita é composta realmente por duas camadas muito finas de martensita. Estas incluem uma camada de martensita de elevado teor de carbono fina muito frágil adjacente ao carboneto de M_7C_3 e uma camada de martensita de menor teor de carbono menos frágil adjacente à austenita. No entanto, até
30 mesmo à definição da Figura 4, algumas agulhas de martensita

podem ser vistas se estendendo por alguma distância da interface rumo à austenita.

Para minimizar as fissuras, a composição da maioria das peças fundidas de ferro branco de elevado teor de cromo comerciais fica limitada às composições até a composição eutética. No entanto, geralmente é aceito que a taxa de desgaste dos ferros brancos de elevado teor de cromo está diretamente relacionada à fração de volume de carboneto de M_7C_3 , ambos primário e eutético e, portanto, as ligas hipoeutéticas e as ligas eutéticas têm uma taxa de desgaste mais elevada do que as ligas hipereutéticas na maioria das circunstâncias. A escolha das composições hipoeutética e eutética pode minimizar as fissuras mediante a minimização da área interfacial entre o carboneto de M_7C_3 e a austenita, que foi verificada que é a trajetória preferida da fissura devido à camada interfacial de martensita. A liga comercial das Figuras 2 a 4 tem uma composição hipereutética e, conforme indicado, a amostra fornecida continha fissuras e martensita interfacial.

Os ferros brancos de elevado teor de cromo de acordo com a presente invenção podem ser hipoeutéticos, eutéticos ou hipereutéticos, e podem ser utilizados na condição tal como fundido ou tratado termicamente. Duas composições hipereutéticas foram experimentadas ao utilizar peças fundidas pequenas de cadinho lentamente resfriadas. Uma micrografia de uma amostra causticada com cloreto de ácido férrico de uma das peças fundidas pequenas de cadinho lentamente resfriadas é mostrada na Figura 5, ao passo que as composições experimentadas estão indicadas na Tabela IV.

Tabela IV - Composições das Peças Fundidas Hipereutéticas de Acordo com a Invenção

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Fe/Impurezas
Liga 1:	4,25	9,31	2,18	27,45	4,07	o restante
Liga 2:	4,73	11,16	1,39	28,56	8,46	o restante

Há características importantes na Figura 5. A fase causticada clara consiste nos bastões hexagonais de carboneto de M_7C_3 primário e estes são circundados por um halo de austenita. Na resolução da Figura 5 (que é similar àquela da Figura 2) não parece haver uma camada escura de martensita interfacial na interface entre os carbonetos de M_7C_3 primários ou eutéticos e a austenita. A Figura 6 permite um escrutínio mais próximo utilizando microscopia óptica (a uma resolução melhor do que a Figura 4), mas também não consegue revelar nenhuma martensita na interface. O volume grande de carbonetos primários na microestrutura indica que a liga é de composição hipereutética. Conforme indicado anteriormente, a resistência ao desgaste aumenta com o aumento da fração de volume de carbonetos, particularmente de carbonetos primários.

Apesar da porosidade e da composição hipereutética, não havia nenhuma indicação de que as peças fundidas em cadinho continham quaisquer fissuras.

Desse modo, resumidamente, a microestrutura da peça fundida da indústria das Figuras 2 a 4 continha carboneto de M_7C_3 primário fino em uma matriz austenítica divorciada, indicando que ela era de composição hipereutética e na condição tal como fundida. A microestrutura da peça fundida da indústria tinha uma camada interfacial de martensita entre o carboneto de M_7C_3 e a austenita. Devido à velocidade de resfriamento relativamente lenta da peça fundida da

indústria, a camada de martensita podia apresentar uma resolução no microscópio óptico. A presente invenção permite que a martensita interfacial seja evitada.

Por outro lado, a microestrutura das peças fundidas lentamente resfriadas das composições experimentais de acordo com a presente invenção mostrou que as peças fundidas eram de composição hipereutética, que as peças fundidas não mostraram nenhuma evidência de martensita nas regiões interfaciais e que não havia nenhuma fissura evidente.

Embora as composições de acordo com a invenção não tenham sido sujeitadas à TEM, um outro teste simples pode mostrar a presença ou a ausência, respectivamente, da martensita na microestrutura das Figuras 2 a 4, e aquela das Figuras 5 e 6. Com cada um dos ferros brancos ao cromo hipereutéticos, a única fase ferromagnética potencialmente presente na condição tal como fundida é a martensita. A peça fundida da indústria da qual as fotomicrografias das Figuras 2 a 4 foram derivadas era ferromagnética e com capacidade de atrair intensamente um ímã, indicando claramente a presença de martensita. A peça fundida da qual as Figuras 5 e 6 foram derivadas e outras peças fundidas baseadas nas composições da Tabela IV não atraiu um ímã, claramente indicando a ausência de martensita.

Exemplos Ilustrativos - Deposição de Solda

Com a disposição de solda ou o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência, a invenção permite outra vez a prevenção substancialmente completa da formação de uma camada de martensita nas interfaces entre os carbonetos de M_7C_3 e a austenita. Isto é obtido essencialmente da mesma maneira que foi descrito para as

peças fundidas, por um equilíbrio apropriado entre o silício como um promotor de martensita e os estabilizantes de austenita, o manganês e o níquel. No entanto, na deposição de solda, um benefício significativo adicional pode ser obtido. Esta é a prevenção de fissuras de contração como uma consequência da prevenção da formação de martensita e também uma redução no nível de interconectividade dos carbonetos de M_7C_3 , sendo que este último resultado é ilustrado a seguir.

Foram examinadas diversas amostras da indústria que consistem em uma camada de cobertura depositada em solda de um recobrimento superficial mediante soldagem à resistência de ferro branco de elevado teor de cromo hipereutético, sobre um substrato de aço. Em cada caso, o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência de ferro branco exibiu fissuras de contração. A fotomacrografia da Figura 7 fornece uma boa ilustração representativa de fissura de contração. Conforme evidenciado na Figura 7, a fissura de contração se estendeu sobre todo o recobrimento superficial mediante soldagem à resistência, em uma malha de 5 a 10 mm, conforme confirmado pela régua de cm mostrada. Na maior parte dos exemplos, as fissuras se estenderam radialmente através da espessura do recobrimento superficial mediante soldagem à resistência para a interface de recobrimento-substrato.

Técnicas idênticas de preparação da amostra foram utilizadas para cada uma das amostras da indústria. A preparação das amostras envolveu a seleção das seções e o seu corte com plasma até um tamanho apropriado para a manipulação em um cortador abrasivo. As amostras para o

exame metalográfico foram seccionadas utilizando um disco abrasivo de carborundum e um lubrificante à base de água a uma distância apropriada da região de corte com plasma para assegurar que nenhuma mudança microestrutural ocorresse devido ao aquecimento durante o corte. Seções de aproximadamente 25 mm de comprimento por 10 mm de largura foram tomadas transversal e longitudinalmente à direção dos grânulos de solda. O plano de visualização das amostras transversais é através dos grânulos de solda consecutivos e ao longo de um grânulo de solda para a amostra longitudinal. Estas seções foram polidas utilizando cinco graus de papel de carboneto de silício e polidas até um acabamento de 1 micron utilizando pasta de diamante. As amostras polidas foram causticadas em cloreto de ácido férrico (5 g de FeCl_3 /10 ml de HCl , 100 ml de H_2O) para a visualização sob um microscópio luminoso óptico.

As amostras representativas da indústria do recobrimento superficial mediante soldagem à resistência mostrado na Figura 7 foram tomadas transversal e longitudinalmente aos grânulos de solda e preparadas metalograficamente. As Figuras 8a e 8b mostram as respectivas microestruturas em que a causticação com cloreto de ácido férrico mostra que a composição hipereutética de ferro branco de elevado teor de cromo é indicada pela presença de carbonetos de M_7C_3 primários. A composição química do recobrimento superficial mediante soldagem à resistência mostrado na Figura 7 é identificada na Tabela V como amostra I, e em que a composição do recobrimento superficial mediante soldagem à resistência de algumas outras amostras da indústria é mostrada como amostras II e III.

Tabela V - Composições de Recobrimento Superficial Mediante Soldagem à Resistência da Indústria

Amostra	C	Si	Cr	Mn	Fe/Impurezas
I	4,9	0,94	27,3	1,2	o restante
II	5,0	1,1	25,2	1,34	o restante
III	4,6	1,2	18,7	1,19	o restante

A característica mais comum das amostras da indústria examinadas era a fissura de contração. Todas as amostras continham fissuras de contração na faixa de malha de 5 a 10 milímetros por toda a superfície da camada de cobertura do recobrimento superficial mediante soldagem à resistência. A maior parte das fissuras de contração se estendia para a interface de substrato-recobrimento. Em alguns casos as fissuras de contração também se ramificavam e se propagavam ao longo da interface de substrato-recobrimento. A propagação destas fissuras da interface podia conduzir à remoção de seções da camada de cobertura da superfície.

A microestrutura da camada de cobertura presulta nas suas propriedades de desgaste e dessa maneira é importante para otimizar o desempenho no desgaste. A microestrutura da camada de cobertura nas amostras examinadas era uma microestrutura de ferro branco de elevado teor de cromo hipereutética que consiste em bastões de carboneto de M_7C_3 primário em uma composição eutética de austenita e carbonetos de M_7C_3 eutéticos. No entanto, as microestruturas examinadas também consistiam em características indesejáveis tais como carbonetos regulares complexos e interconectados.

A Figura 9 mostra uma microestrutura desejável para como recobrimento superficial mediante soldagem à

resistência depositado. A Figura 9 é da amostra II na Tabela V, mas ela não é representativa dessa amostra ou de qualquer outra amostra. A microestrutura da Figura 9 foi causticada em cloreto de ácido férrico. A microestrutura consiste em
5 bastões hexagonais de carboneto de M_7C_3 primário (branco) em uma matriz eutética de carboneto de M_7C_3 e austenita. Os bastões de carboneto primário são quase perpendiculares ao plano no qual a Figura 9 foi tomada e desse modo parecem quase hexagonais, ao passo que os halos de austenita celular
10 são evidentes em torno dos carbonetos primários. A aparência dos bastões de carboneto vai variar dependendo de sua orientação, de modo que, ao invés de aparecerem como hexágonos, os carbonetos primários têm um formato parecido com bastão longo nas seções que se estendem perpendiculares
15 ao plano em que a fotomicrografia da Figura 9 foi tirada.

Quando há super-fusão suficiente da massa em fusão, isto é, o resfriamento do líquido abaixo de sua temperatura normal de solidificação, antes que a solidificação ocorra realmente, então a estrutura eutética normal tal como visto
20 na Figura 9 não é produzida, mas, ao invés disto, uma disposição ramificada interconectada de bastões mais finos de carboneto na austenita tal como mostrado na Figura 10, tomada da Amostra III da Tabela V. A microestrutura da Figura 10 é representativa de todas as amostras, incluindo a
25 Amostra II da qual foi tomada a microestrutura da Figura 9.

Na Figura 10, para a qual o agente de causticação de cloreto de ácido férrico foi utilizado outra vez, a estrutura eutética é ainda composta de uma mistura de bastões de carboneto de M_7C_3 (branco) e austenita, em que a
30 orientação dos bastões de carboneto é aproximadamente planar

à seção na qual a Figura 10 foi tomada. Este eutético superfundido é indicado como um eutético regular complexo. Os bastões eutéticos têm aproximadamente um quinto do diâmetro dos bastões de carboneto primário mostrados na Figura 9 e têm uma simetria rotacional triplicada que resulta na aparência triangular dos aglomerados de carboneto. Devido à interconectividade dos bastões, essa microestrutura fornece trajetórias interconectadas longas para a propagação de fissuras. A microestrutura da Figura 10, portanto, é altamente indesejável, embora ela seja usual em ferros brancos de elevado teor de cromo depositados em solda anteriores à presente invenção.

Foi mostrado anteriormente através da difração de retrodispersão eletrônica (EBSD) e da difração de raios X de amostras causticadas profundamente que os bastões de carboneto em todos estes triângulos equiláteros de eutético regular complexo são interconectados. Os bastões de carboneto na estrutura eutética regular complexa são de M_7C_3 e têm a mesma seção transversal hexagonal que os carbonetos de M_7C_3 primários, embora os carbonetos regulares complexos sejam mais finos, em aproximadamente cinco vezes, do que os carbonetos primários. Não é incomum que os "grãos" da estrutura regular complexa sejam medidos em milímetros. As fissuras através desta microestrutura regular complexa é mostrada mais detalhadamente nas Figuras 11(a) e 11(b) para a amostra II.

A microestrutura eutética mais desejável é mostrada na Figura 9, também para a Amostra II, porque há uma interconectividade consideravelmente reduzida dos bastões na estrutura eutética. A microestrutura compreende bastões de

M_7C_3 primário em uma matriz de M_7C_3 eutética e austenita, e uma ausência substancial da microestrutura regular complexa com seu carboneto interconectado correspondente.

Há outras microestruturas de ferro branco de elevado teor de cromo onde os carbonetos são interconectados e contribuem com a fragilidade dos depósitos de solda de ferro branco de elevado teor de cromo hipereutético. Estes ocorrem são quando carbonetos de M_7C_3 primários ramificados estão presentes, tal como na Figura 12 para a Amostra III, ou uma mistura de M_7C_3 primário ramificado e da estrutura regular complexa está presente, tal como na Figura 13 também da Amostra III. O aumento do teor de silício da liga ou o aumento da velocidade de resfriamento tendem a promover estas duas estruturas.

Conforme mencionado, os carbonetos primários ramificados e a microestrutura regular complexa são favorecidos por teores elevados de silício, e pelas velocidades de resfriamento mais rápidas inerentes na deposição de solda, que resultam em super-fusão. O crescimento destes carbonetos não é determinado pelo gradiente térmico, mas pelo grau de super-fusão. A super-fusão ocorre mais imediatamente adjacente ao substrato, e desse modo estes carbonetos podem crescer em uma direção paralela ao substrato e não perpendicular ao substrato, que é o que se deveria esperar se o crescimento fosse controlado pelo gradiente térmico.

Isto fornece uma explanação para a fissura de contração observada no recobrimento superficial mediante soldagem à resistência das amostras da indústria. Conforme mostrado na Figura 7, as fissuras de contração aparecem como

uma malha quadrada na superfície da camada de cobertura embora elas tenham sido iniciadas perto da superfície do substrato. Aquelas que aparecem na superfície da camada de cobertura, portanto, se propagaram o tempo todo do substrato à superfície da camada de cobertura. Este padrão de fissura é um resultado do efeito da tensão residual devida à solidificação do grânulo de solda e do alinhamento dos bastões de carboneto. Afastados do substrato, os carbonetos irão provavelmente crescer paralelos ao gradiente térmico, ou seja, a ângulos retos em relação ao substrato.

Uma explanação adicional é fornecida pelo exame próxima da fotomicrografia eletrônica da Figura 14. A Amostra III era a fonte para a Figura 14, embora ela seja típica das imagens eletrônicas secundárias de alta ampliação tomadas das camadas de cobertura de solda de elevado teor de cromo de cada uma das Amostras I, II e III. Embora a Figura 14 seja uma imagem de carboneto eutético e austenita, a mesma discussão pode ser aplicada aos carbonetos primários em uma matriz de austenita.

Ficou bem estabelecido que a trajetória preferida das fissuras nas camadas de cobertura de ferro branco de elevado teor de cromo é ao longo da interface entre o carboneto e a austenita. A região escura fina (menos de 0,2 μ m de espessura na imagem da Figura 14) que circunda as partículas de carboneto é uma camada fina de martensita. As agulhas de martensita também podem ser vistas se estendendo destas camadas finas para a austenita. A martensita frágil que circunda as partículas de carboneto forma uma trajetória ideal para a propagação de fissuras sob condições de tensão residual. Na ausência desta camada martensítica, a austenita

mais resistente deve poder absorver as tensões residuais, e as fissuras nas interfaces entre o carboneto de M_7C_3 e a austenita não devem ocorrer.

Pode-se concluir que a presença do carboneto primário ramificado ou regular complexo, ambos os quais têm carbonetos interconectados, ou a presença de martensita na interface de carboneto e austenita irá promover as fissuras. Se estes constituintes puderem ser eliminados, a fissura de contração dos depósitos de solda também deve ser eliminada.

Dois ferros brancos de elevado teor de cromo hipoeutéticos foram depositados em solda sobre um disco de aço doce utilizando arco transferido com plasma (PTA). As composições em pó são indicadas na Tabela VI.

Tabela VI - Deposições de Acordo com a Invenção

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Fe/Impurezas
Liga 1:	2,35	3,21	0,5	20,58	3,34	0,04	o restante
Liga 2:	2,25	2,86	0,47	19,51	2,97	0,04	o restante

Foi verificado que as deposições de solda são de uma qualidade excelente. A Figura 15 é uma fotomicrografia de uma seção depositada em solda de duas camadas que é típica dos depósitos para cada uma das seções. Conforme pode ser visto, o depósito tem uma superfície lustrosa lisa que é substancialmente livre de escória e que não exibe nenhuma fissura de superfície. Além disso, a apresentação de um ímã para o depósito de solda não exibe nenhuma atração ferromagnética indicativa da presença de martensita.

A descrição acima com relação às Amostras I, II e III, ilustradas com referência às Figuras 7 a 14, é principalmente focalizada nas consequências adversas da interconectividade dos carbonetos de M_7C_3 primários. No

entanto, conforme indicado com relação à Figura 14, essas amostras exibiram martensita detectável nas interfaces de carboneto de M_7C_3 e austenita, de maneira tal que cada uma das Amostras I, II e III exibiu um forte ferromagnetismo que
5 pode ser atribuído somente à presença da martensita. Isto é, os depósitos de solda das Amostras I, II e III atraíram fortemente um ímã quando apresentados a cada um desses depósitos.

As Figuras 16 e 17 são fotomicrografias
10 respectivamente tiradas longitudinal e transversalmente com respeito a um grânulo de solda do depósito.

Conforme fica evidente nas Figuras 15, 16 e 17, o depósito de solda era substancialmente livre de fissuras. A microestrutura é caracterizada por dendritos e uma estrutura
15 eutética de M_7C_3 e austenita e por uma ausência de martensita na interface de carboneto de M_7C_3 e austenita. Além disso, o carboneto de M_7C_3 mostra um nível baixo de interconectividade. Ambos os pós resultaram em uma fluidez excelente, ao passo que o nível de diluição era bom ao ser
20 de aproximadamente 10 a 25%. O nível de pré-aquecimento de substrato requerido era muito mais baixo do que aquele utilizado na prática atual, a 150°C e não a aproximadamente 300°C .

Finalmente, deve ser apreciado que podem haver
25 outras modificações e mudanças feitas nas realizações descritas acima que também podem estar dentro do âmbito da presente invenção.

REIVINDICAÇÕES

1. FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE
AO DESGASTE, caracterizado por uma composição hipoeutética,
uma composição eutética ou uma composição hipereutética, em
5 que

a composição hipoeutética contém 2,5 de 4,0% de C,
18,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, até
10% cada um de pelo menos um dentre o Nb e o V, e 4,0 a 8,0%
de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e
10 impurezas acidentais, de Fe;

a composição eutética contém 3,0 a 4,0% de C, 15,0
a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, e 4,0 a
8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga
e impurezas incidentais, de Fe ou contenha 4,25 a 4,75% de C,
15 15,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, até
10% de cada um de pelo menos um dentre o Nb e o V, e 4,0 a
8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga
e impurezas acidentais, de Fe; e

a composição hipereutética contém 4,0 a 5,0% de C,
20 20,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 3,25% de Si, e
4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos
de liga acidentais e impurezas, de Fe ou contenha 5,0 a 6,0%
de C, 20,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de
Si, até 10% cada um de pelo menos um dentre o Nb e o V, e 4,0
25 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de
liga e impurezas acidentais, de Fe;

em que o dito ferro branco contém Si como um
promotor de martensita, e manganês e níquel como
estabilizante de austenita e em que o nível do promotor de
30 martensita e o nível de estabilizante de austenita estão

selecionados de modo a alcançar um equilíbrio entre os seus efeitos, de tal forma que o ferro branco em uma condição não-tratada termicamente tenha uma microestrutura que seja livre de martensita nas interfaces entre os carbonetos de M_7C_3 e austenita.

2. FERRO BRANCO, de acordo com a reivindicação 1, caracterizado pelo nível do promotor de martensita, do nível do estabilizante de austenita e a velocidade de resfriamento estão selecionadas de modo a atingir um equilíbrio entre os efeitos dessas variáveis, e obter, assim, um ferro branco do qual em uma condição não-tratada termicamente tenha uma microestrutura em que os carbonetos de M_7C_3 apresentem um nível de interconectividade do qual resulte na microestrutura ser livre de partículas de carboneto ramificadas.

3. FERRO BRANCO, de acordo com uma das reivindicações 1 ou 2, caracterizado pelo dito ferro branco ser de uma composição hipoeutética, e as ditas interfaces incluïrem as interfaces entre a austenita primária e o carboneto de M_7C_3 eutético e entre a austenita eutética e o carboneto de M_7C_3 eutético.

4. FERRO BRANCO, de acordo com uma das reivindicações 1 ou 2, caracterizado pelo dito ferro branco ser de uma composição eutética, com as ditas interfaces ficando entre a austenita eutética e o carboneto de M_7C_3 eutético.

5. FERRO BRANCO, de acordo com uma das reivindicações 1 ou 2, caracterizado pelo dito ferro branco ser de uma composição hipereutética, e as ditas interfaces incluïrem as interfaces entre o carboneto de M_7C_3 primário e a austenita eutética e entre a austenita eutética e o

carboneto de M_7C_3 eutético.

6. MÉTODO PARA A PRODUÇÃO DE UMA CORRIDA DE FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO DESGASTE, tendo uma composição hipoeutética, uma composição eutética, ou uma
5 composição hipereutética, caracterizado pela

composição hipoeutética conter 2,5 a 4,0% de C, 18,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, até 10% cada um de pelo menos um dentre o Nb e o V, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e
10 impurezas acidentais, de Fe

composição eutética conter 3,0 a 4,0% de C, 15,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e impurezas incidentais, de Fe, ou contenha 4,25 a 4,75% de
15 C, 15,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, até 10% cada um de pelo menos um dentre Nb e V, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e impurezas incidentais, de Fe; e

composição hipereutética conter 4,0 a 5,0% de C, 20,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 3,25% de Si, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e impurezas incidentais, de Fe ou contenha 5,0 a 6,0% de C, 20,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, até 10% cada um de pelo menos um dentre o Nb e o V e 4,0
25 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e impurezas incidentais, de Fe;

o método compreendendo:

- fundir uma corrida de um ferro fundido branco de elevado teor de cromo, em que a dita corrida contém Si como
30 um promotor de martensita, e manganês e níquel como

estabilizante de austenita, e

- colocar para resfriar a corrida para produzir um fundido tendo uma microestrutura que em uma condição não-tratada termicamente inclui austenita e carbonetos de M_7C_3 ,
5 em que o nível do promotor de martensita na corrida, o nível do estabilizante de austenita na corrida e a velocidade de resfriamento são selecionados para obter um equilíbrio entre os seus efeitos, para assim obter um fundido de ferro branco que em uma condição não-tratada termicamente tem uma
10 microestrutura que é livre de martensita na interface entre a austenita e carbonetos de M_7C_3 .

7. MÉTODO, de acordo com a reivindicação 6, caracterizado pelo nível do promotor de martensita na corrida, o nível do estabilizante de austenita na corrida e a
15 velocidade de resfriamento são selecionados para obter um equilíbrio entre os seus efeitos destas variáveis e para assim obter um fundido de ferro branco que em uma condição não-tratada termicamente tem uma microestrutura em que os carbonetos de M_7C_3 exibem um nível de interconectividade da
20 qual resulta na microestrutura sendo livre de partículas de carbonetos ramificadas.

8. MÉTODO, de acordo com uma das reivindicações 6 ou 7, caracterizado pelo ferro fundido branco de elevado teor de cromo é de uma composição hipoeutética, e tais interfaces
25 incluem interfaces entre a austenita primária e carbonetos de M_7C_3 eutéticos e entre austenita eutética e carbonetos de M_7C_3 eutéticos.

9. MÉTODO, de acordo com uma das reivindicações 6 ou 7, caracterizado pelo ferro fundido branco de elevado teor
30 de cromo ser de uma composição eutética, com as ditas

interfaces sendo entre austenita eutética e carbonetos de M_7C_3 eutéticos.

10. MÉTODO, de acordo com uma das reivindicações 6 ou 7, caracterizado pelo ferro fundido branco de elevado teor de cromo ser de uma composição hipereutética, e tais interfaces incluem interfaces entre os carbonetos de M_7C_3 primário e austenita eutética e entre austenita eutética e carbonetos de M_7C_3 eutéticos.

11. MÉTODO PARA A PRODUÇÃO DE RECOBRIMENTO SUPERFICIAL DE FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO DESGASTE, tendo uma composição hipoeutética, uma composição eutética, ou uma composição hipereutética, caracterizado pela

composição hipoeutética conter 2,5 a 4,0% de C, 18,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, até 10% cada um de pelo menos um dentre o Nb e o V, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e impurezas incidentais, de Fe;

composição eutética conter 3,0 a 4,0% de C, 15,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e impurezas incidentais, de Fe ou contenha 4,25 a 4,75% de C, 15,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, até 10% cada um de pelo menos um dentre o Nb e o V, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de liga e impurezas incidentais, de Fe; e

composição hipereutética conter 4,0 a 5,0% de C, 20,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 3,25% de Si, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos

de liga e impurezas incidentais, de Fe ou contenha 5,0 a 6,0% de C, 20,0 a 27,0% de Cr, 4,0 a 8,0% de Ni, 0,25 a 2,75% de Si, até 10% cada um de pelo menos um dentre o Nb e o V, e 4,0 a 8,0% de Mn, e um equilíbrio, além de outros elementos de
5 liga e impurezas incidentais, de Fe;

o método compreendendo:

- aplicar um material de ferro fundido branco de elevado teor de cromo a um substrato através de deposição com solda, em que o dito material de ferro branco fundido de alto
10 teor de cromo contenha Si como um promotor de martensita, e manganês e níquel como um estabilizante de austenita, e

- colocar para esfriar a composição de recobrimento superficial de ferro branco de elevado teor de cromo para produzir no substrato um recobrimento superficial mediante
15 soldagem à resistência que tem uma microestrutura que em uma condição não-tratada termicamente compreende austenita e carbonetos de M_7C_3 ,

em que o nível do promotor de martensita no material de ferro branco de alto teor de cromo, o nível do
20 estabilizante de austenita na composição de recobrimento superficial de ferro branco de alto teor de cromo e a velocidade de resfriamento são selecionados para obter um equilíbrio entre os seus efeitos, e assim obter no substrato um recobrimento superficial mediante soldagem à resistência
25 que em uma condição não-tratada termicamente tem uma microestrutura que é livre de martensita na interface entre a austenita e carbonetos de M_7C_3 .

12. MÉTODO, de acordo com a reivindicação 11, caracterizado pelo nível de promotor de martensita na
30 composição de recobrimento superficial de ferro branco de

alto teor de cromo, o nível de estabilizante de austenita na composição de recobrimento superficial de ferro branco de alto teor de cromo e a taxa de velocidade estão selecionadas de modo a alcançar um equilíbrio entre os efeitos destas variáveis e obter, assim um recobrimento superficial do qual em uma condição não-tratada termicamente tenha uma microestrutura em que os carbonetos de M_7C_3 apresentem um nível de interconectividade do qual resulte na microestrutura ser livre de partículas de carboneto ramificadas.

10 13. MÉTODO, de acordo com uma das reivindicações 11 ou 12, caracterizado pela composição de recobrimento superficial de ferro branco de alto teor de cromo ser de uma composição hipoeutética, e tais interfaces incluem interfaces entre a austenita primária e carbonetos de M_7C_3 eutéticos e
15 entre austenita eutética e carbonetos de M_7C_3 eutéticos.

 14. MÉTODO, de acordo com uma das reivindicações 11 ou 12, caracterizado pela composição de recobrimento superficial de ferro branco de alto teor de cromo ser de uma composição eutética, com tais interfaces sendo entre
20 austenita eutética e carbonetos de M_7C_3 eutéticos.

 15. MÉTODO, de acordo com as reivindicações 11 ou 12, caracterizado pela composição de recobrimento superficial de ferro branco de alto teor de cromo ser uma composição hipereutética, e tais interfaces incluem interfaces entre o
25 carboneto de M_7C_3 primário e austenita eutética e entre austenita eutética e carbonetos de M_7C_3 eutéticos.

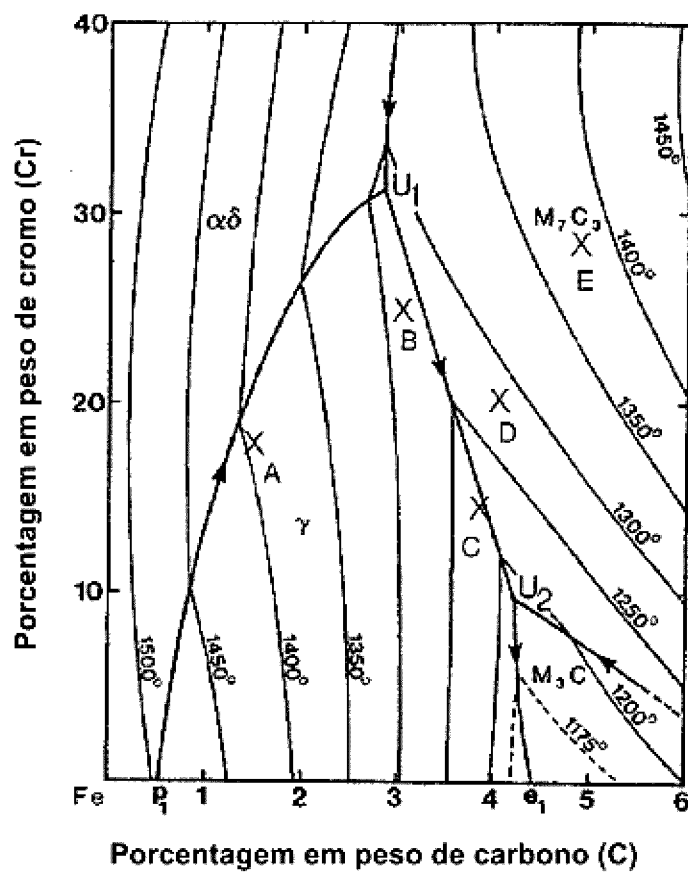
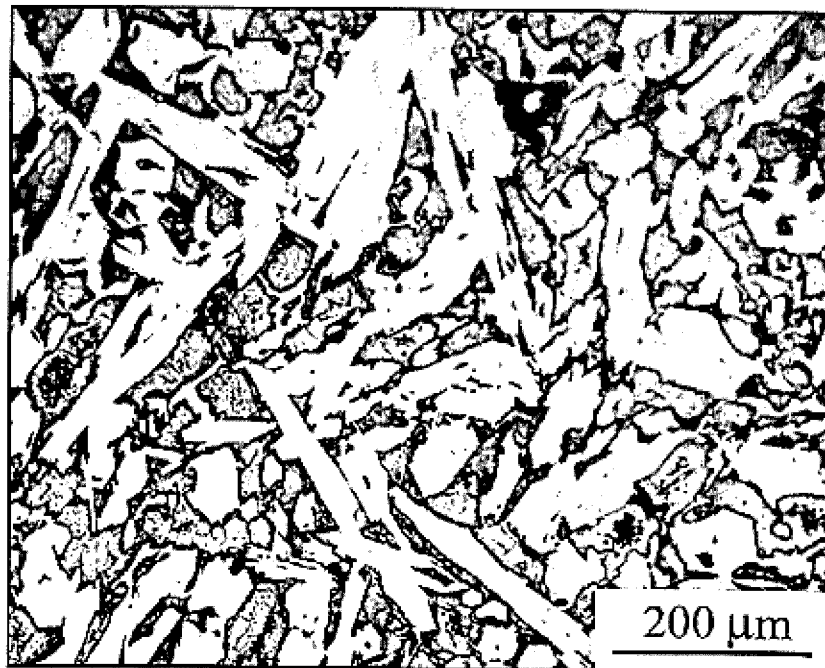


FIG 1

FIG 2



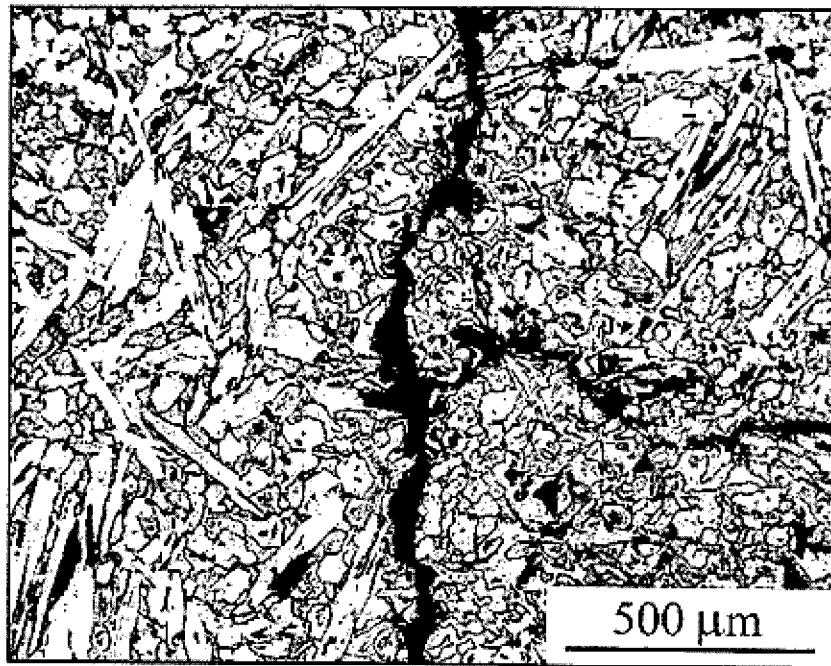


FIG 3



FIG 4

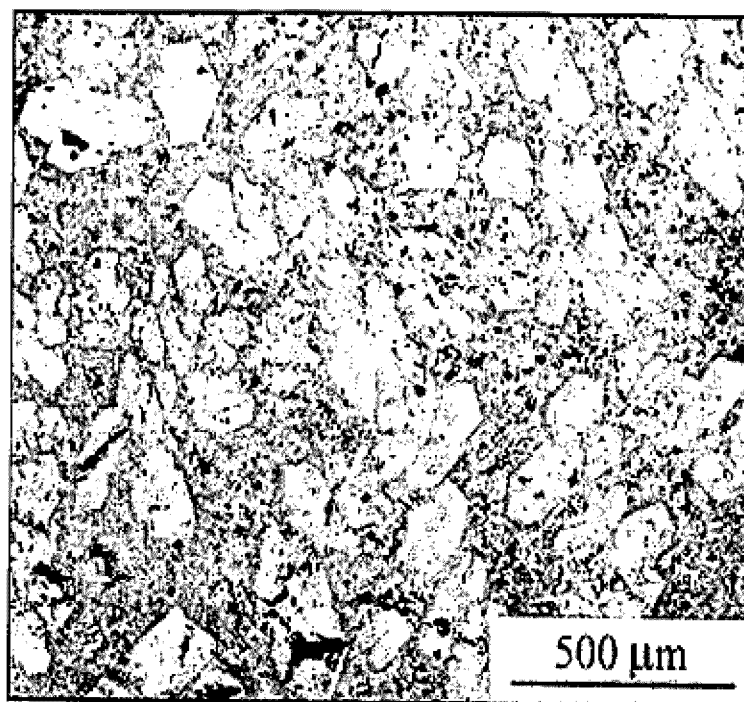


FIG 5

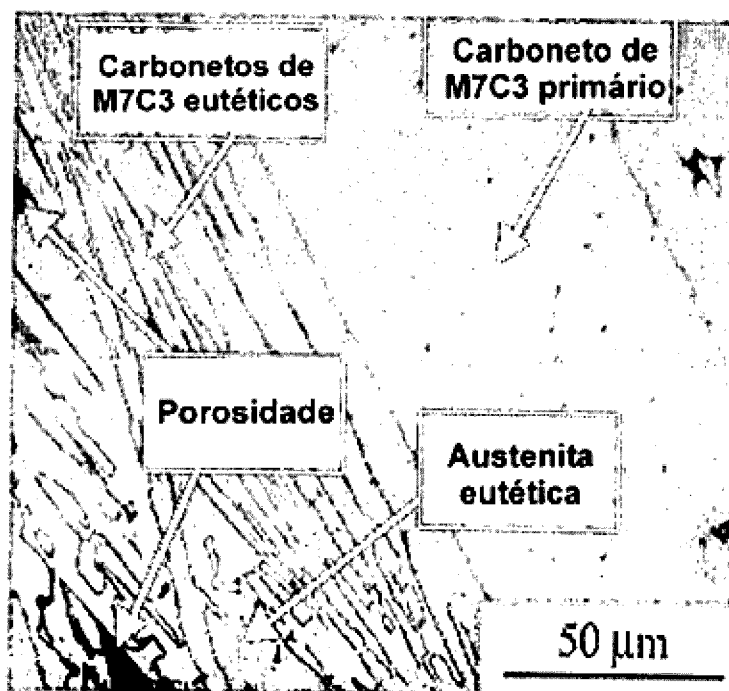


FIG 6

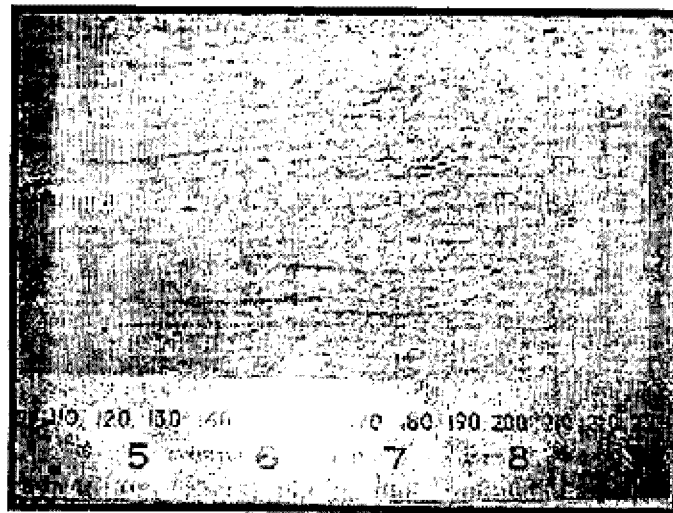


FIG 7

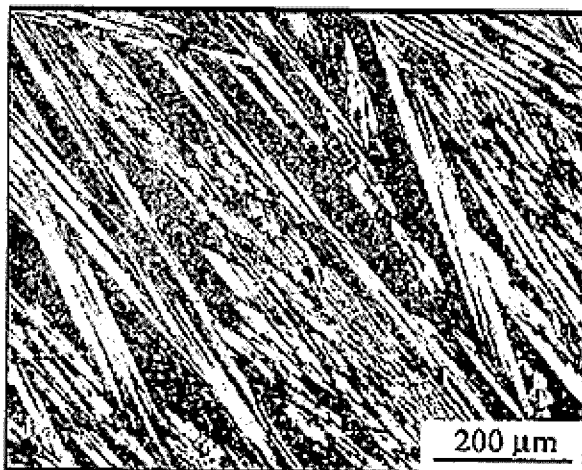


FIG 8a

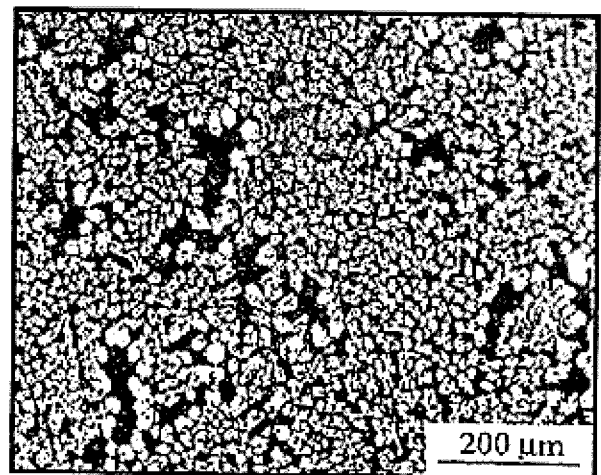


FIG 8b

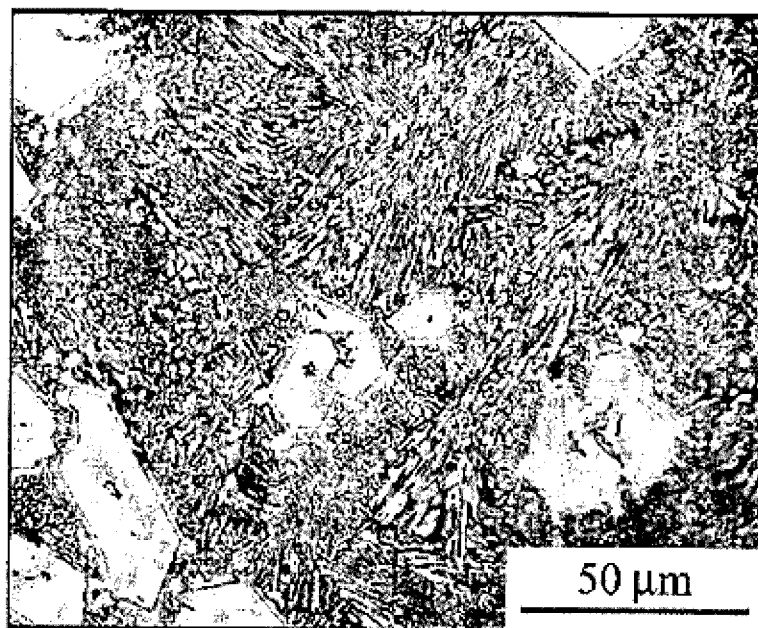


FIG 9



FIG 10

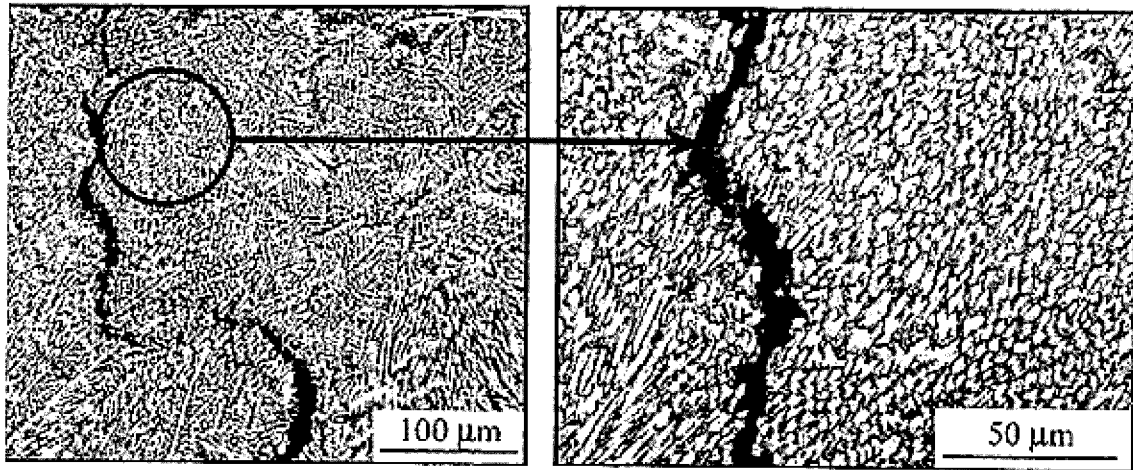


FIG 11a

FIG 11b

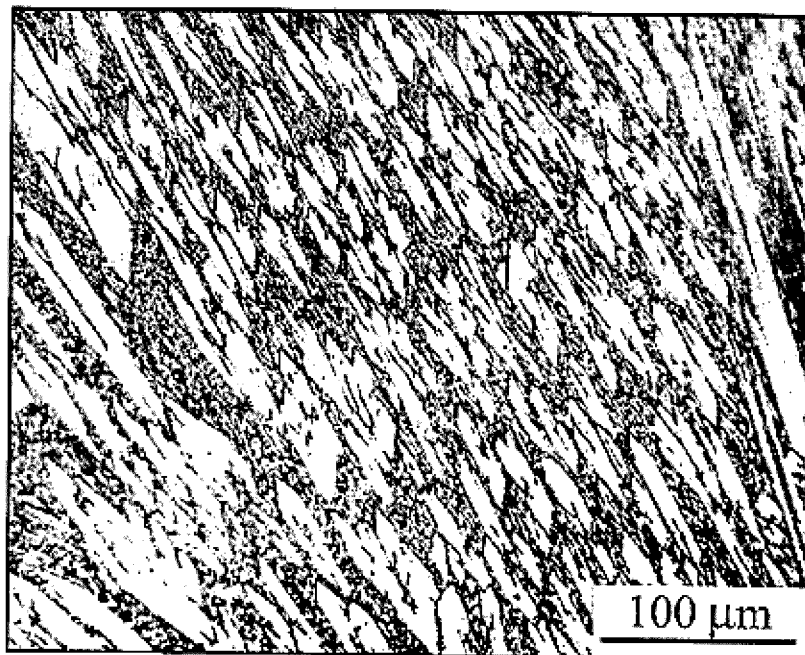


FIG 12

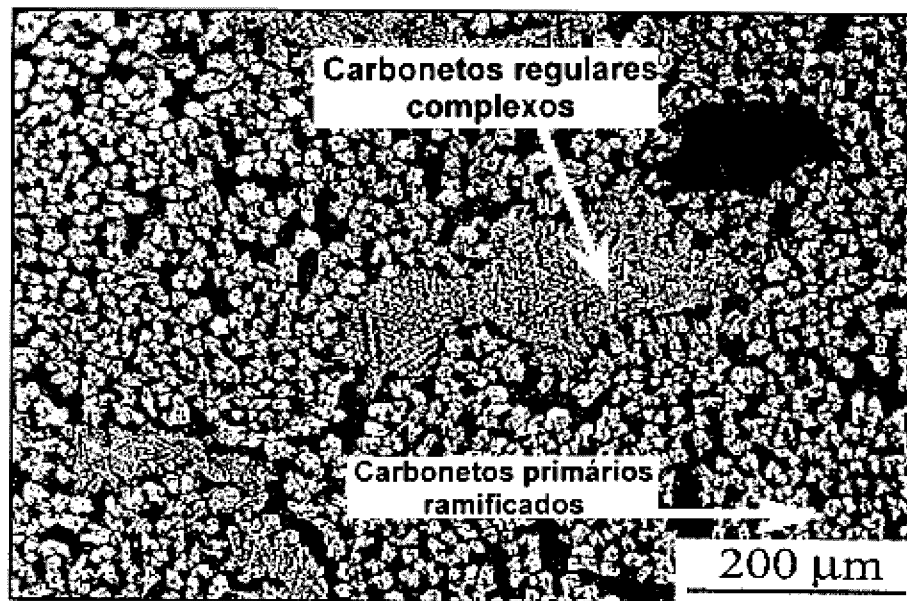


FIG 13



FIG 14

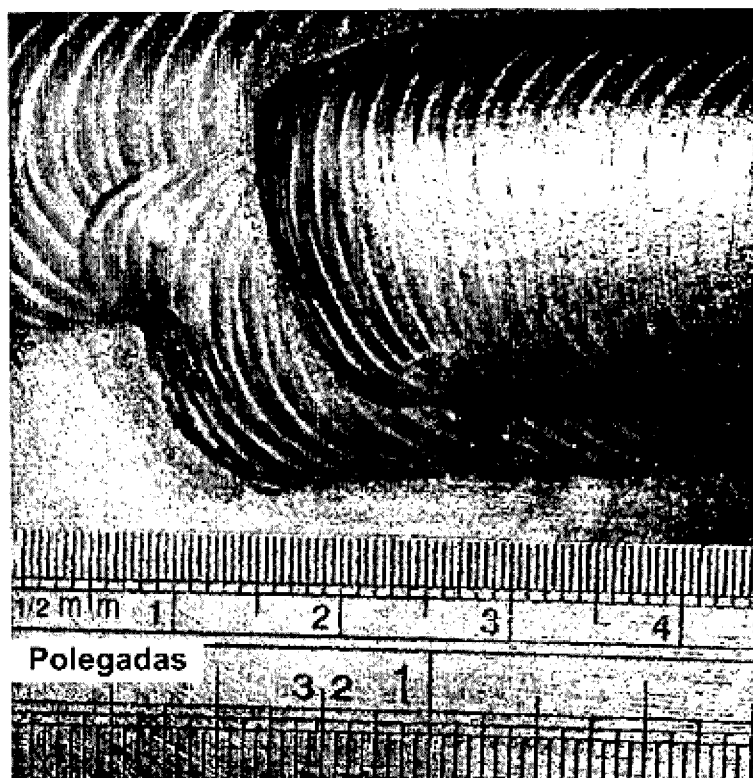


FIG 15

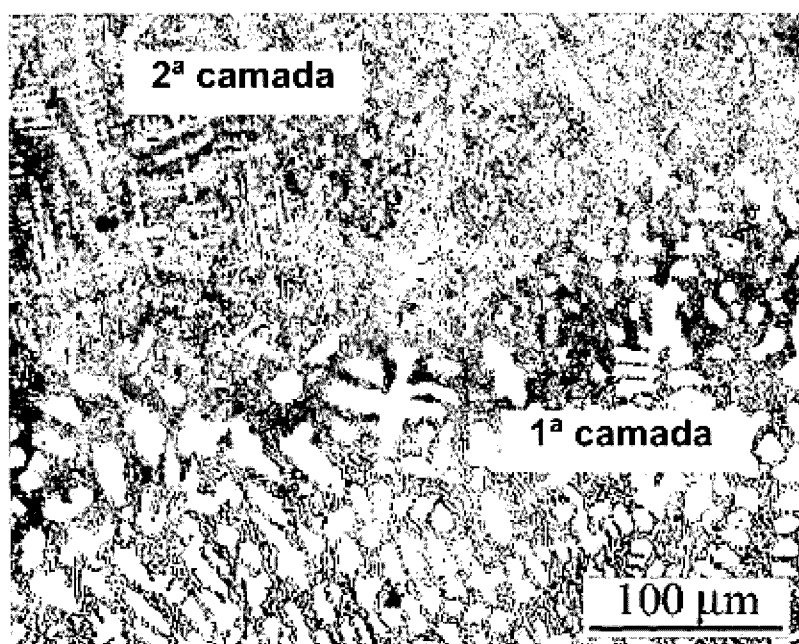


FIG 16

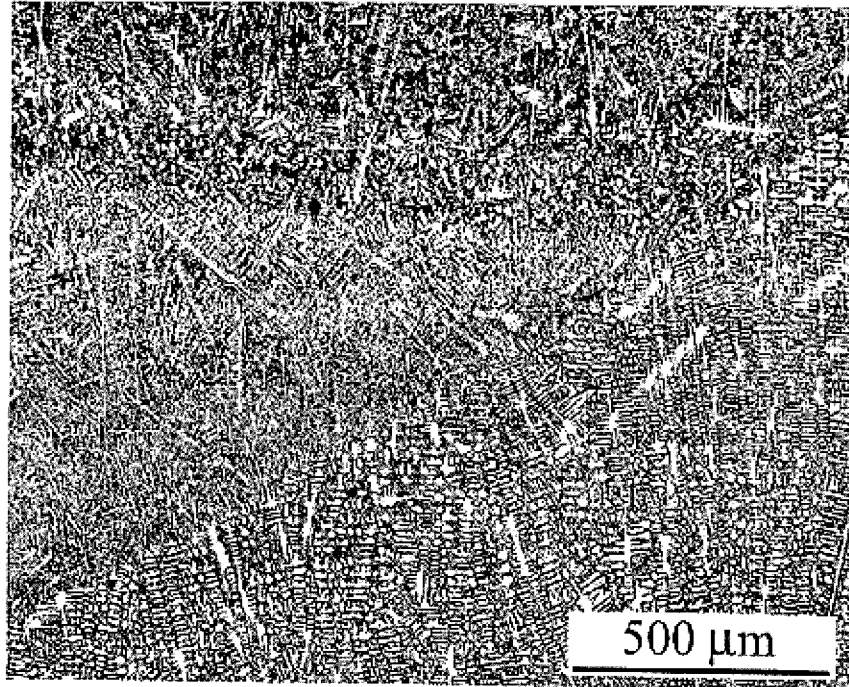


FIG 17

RESUMO

FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO
DESGASTE, MÉTODO PARA A PRODUÇÃO DE UMA CORRIDA DE FERRO
BRANCO DE ELEVADO TEOR DE CROMO RESISTENTE AO DESGASTE,
5 MÉTODO PARA A PRODUÇÃO DE RECOBRIMENTO SUPERFICIAL MEDIANTE
SOLDAGEM À RESISTÊNCIA DE FERRO BRANCO DE ELEVADO TEOR DE
CROMO RESISTENTE AO DESGASTE

Trata-se de um ferro branco de elevado teor de
cromo resistente ao desgaste, em uma condição não-tratada
10 termicamente, que tem uma microestrutura que compreende
substancialmente austenita e carbonetos de M_7C_3 . O ferro
branco contém pelo menos um promotor de martensita e pelo
menos um estabilizante de austenita que estão presentes nos
níveis respectivos para obter um equilíbrio entre os seus
15 efeitos, por meio do que o ferro branco é substancialmente
livre de fissuras. O ferro branco pode ser tal como fundido
ou compreende um recobrimento superficial mediante soldagem
à resistência bem depositado.