

(11) Número de Publicação: **PT 1461467 E**

(51) Classificação Internacional:

C22C 38/00 (2007.10) **C22C 38/02** (2007.10)

C22C 38/08 (2007.10) **C22C 38/18** (2007.10)

(12) FASCÍCULO DE PATENTE DE INVENÇÃO

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

(30) Prioridade(s): **2001.12.14 US 17847**

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

(45) Data e BPI da concessão: **2008.08.20**
190/2008

(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:

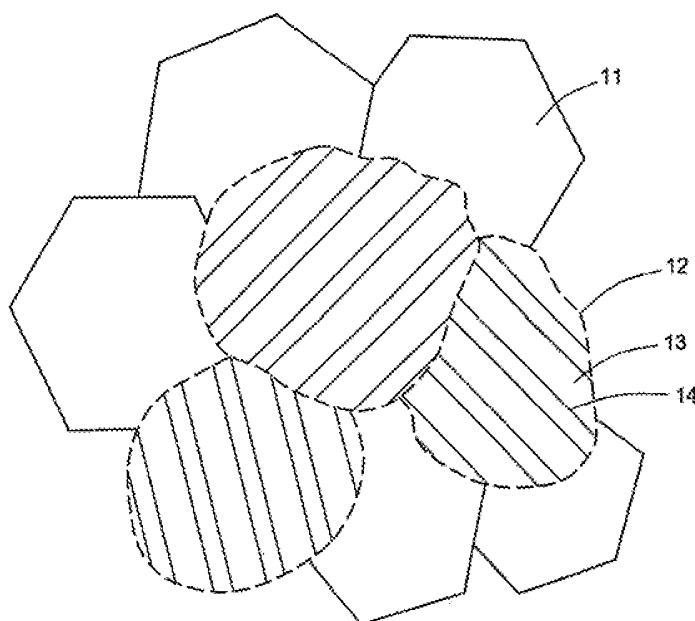
ANTÓNIO JOÃO COIMBRA DA CUNHA FERREIRA
R DAS FLORES 74 4 AND 1249-235 LISBOA PT

(54) Epígrafe: **AÇOS NANOCOMPÓSITOS DE FASE TRIPLA**

(57) Resumo:

RESUMO**"Aços nanocompósitos de fase tripla"**

São descritos aços ao carbono de alto rendimento que contêm uma micro-estrutura de fase tripla, que consiste em grãos de ferrite (11) fundidos com grãos, que contêm as estruturas de listas deslocadas, nos quais as listas de martensite (13) alternam com finas camadas de austenite (14). A estrutura inclui grãos de ferrite (11), fundidos com grãos de martensite e austenite (12), e cada um dos grãos de martensite e austenite (12) tem a estrutura de listas deslocadas, com listas substancialmente paralelas (13) que consistem em grãos de cristais de fase de martensite, as listas separadas por finas camadas (14) da fase de austenite retida. A micro-estrutura pode ser formada por um único método de austenização seguido pelo arrefecimento de fases múltiplas, de uma maneira que evita a formação de bainite e perlite e a precipitação nas interfaces de fase. A micro-estrutura desejada pode ser obtida por fundição, tratamento térmico, laminagem em linha, forjamento, e outros procedimentos de processamento metalúrgico, e produz combinações superiores de propriedades mecânicas e de corrosão.



DESCRIÇÃO

"Aços nanocompósitos de fase tripla"

ANTECEDENTES DO INVENTO

1. Campo do invento

Este invento pertence ao campo das ligas de aço, em particular, das de alta resistência, tenacidade, resistência à corrosão, e capacidade de conformação a frio, e também na tecnologia do processamento de ligas de aço para formar micro-estruturas que proporcionam ao aço propriedades físicas e químicas particulares.

2. Descrição da técnica anterior

As ligas de aço de alta resistência e tenacidade e capacidade de conformação a frio, cujas micro-estruturas são compostas por fases de martensite e austenite são descritas nas seguintes patentes dos Estados Unidos:

patente US n.º 4,170,497 (Gareth Thomas e Bangaru V. N. Rao), concedida em 9 de Outubro de 1979 com base num pedido apresentado em 24 de Agosto de 1977

patente US n.º 4,170,499 (Gareth Thomas e Bangaru V. N. Rao), concedida em 9 de Outubro de 1979 com base num pedido apresentado em 24 de Agosto de 1978, como uma continuação em parte do pedido apresentado em 24 de Agosto de 1977

patente US n.º 4,619,714 (Gareth Thomas, Jae-Hwan Ahn, e Nack-Joon Kim), concedida em 28 de Outubro de 1986 com base num pedido apresentado em 29 de Novembro de 1984, como uma continuação em parte do pedido apresentado em 6 de Agosto de 1984

patente US n.º 4,671,827 (Gareth Thomas, Nack J. Kim, e Ramamoorthy Ramesh), concedida em 9 de Junho de 1987 com base num pedido apresentado em 11 de Outubro de 1985

patente US n.º 6,273,968 B1 (Gareth Thomas), concedida em 14 de Agosto de 2001 com base num pedido apresentado em 28 de Março de 2000

A micro-estrutura joga um papel chave no estabelecimento das propriedades de uma liga de aço particular, e assim a resistência e a tenacidade da liga depende não apenas da selecção e quantidades dos elementos de liga, mas também das fases cristalinas presentes e das suas disposições. As ligas destinadas a serem utilizadas em certos ambientes requerem resistência e tenacidade mais altas, e em geral uma combinação de propriedades que, com frequência, estão em conflito, uma vez que certos elementos de liga, que contribuem para uma propriedade, podem ser inconvenientes para uma outra.

As ligas descritas nas patentes listadas acima são ligas de aço ao carbono que têm micro-estruturas que consistem em listas de martensite, que alternam com finas camadas de austenite, e as ligas descritas na patente US n.º 4,619,714 são ligas de aço de baixo teor de carbono de duas fases. Em algumas das ligas descritas nestas patentes, a martensite está dispersa com grãos finos de carbonetos produzidos por auto-têmpera. A disposição pela qual as listas de uma fase estão separadas por finas camadas da outra é referida como uma estrutura de "lista deslocada", e é formada, em primeiro lugar, pelo aquecimento da liga dentro da gama da austenite, depois pelo arrefecimento da liga abaixo de uma temperatura de transição de fase numa gama, na qual a austenite se transforma em martensite, acompanhada por laminagem ou forjamento para se conseguir a forma desejada do produto e para refinar a disposição alternada de lista e as finas camadas. Esta micro-estrutura é preferível à alternativa de uma estrutura de martensite gémea, uma vez que a estrutura de lista tem maior tenacidade. As patentes também descrevem que o excesso de carbono nas regiões de listas se precipita durante o processo de arrefecimento para formar a cementite (carboneto de ferro, Fe_3C) por um fenómeno conhecido como "auto-têmpera". A patente '968 descreve que a auto-têmpera pode ser evitada pela limitação da escolha dos elementos de liga tais como a temperatura inicial de martensite M_s , a qual é a temperatura à qual a fase de martensite se começa a

formar, é de 350°C ou maior. Em certas ligas, os carbonetos de auto-têmpera aumentam a tenacidade do aço enquanto que noutros os carbonetos limitam a tenacidade.

A estrutura de listas deslocadas produz um aço de alta resistência que é tanto tenaz como dúctil, qualidades que são necessárias para a resistência à propagação de fissuras e para a capacidade de conformação suficiente para permitir o fabrico com sucesso de componentes de aço engenharia. O controlo da fase de martensite para se obter uma estrutura de listas deslocadas em vez de uma estrutura gémea é um dos meios mais eficazes de obtenção dos níveis necessários de resistência e tenacidade, enquanto que as finas camadas de austenite retida contribuem para as qualidades de ductilidade e capacidade de conformação. A obtenção de uma tal micro-estrutura de listas deslocadas em vez da estrutura gémea menos desejável é obtida por meio de selecção cuidadosa da composição de liga, a qual, por sua vez, afecta o valor de M_s .

Em certas aplicações, é necessário que as ligas de aço mantenham a resistência, a ductibilidade, a tenacidade, e a resistência à corrosão através de uma gama muito ampla de condições, incluindo temperaturas muito baixas. Estas e outras matérias em relação à produção do aço de alto resistência e tenacidade que é também resistente à corrosão são tratadas pelo presente invento.

WO 03/052153 refere-se a aços nanocompósitos de fase tripla. US 5,653,826 refere-se a um aço de fase dupla de alta resistência.

O presente invento proporciona um aço de liga ao carbono que compreende ferro e um máximo de 0,35% em peso de carbono, tendo o dito aço de liga ao carbono uma micro-estrutura de fase tripla que compreende cristais de ferrite fundidos com cristais de martensite e austenite, compreendendo os ditos cristais de martensite e austenite listas de martensite que alternam com finas camadas de austenite, em que os ditos cristais têm tamanhos de grão dentro da gama de 2 micron a 100 micron, os ditos cristais de martensite e austenite constituem de 5% a 95% em peso da dita micro-estrutura de

fase tripla, e os ditos cristais de martensite e austenite estão desprovidos de precipitados de carboneto nas interfaces entre as fases.

O presente invento proporciona um processo para o fabrico de um aço de liga ao carbono de alta resistência, resistente à corrosão e tenaz, que tem uma micro-estrutura de fase tripla, que compreende cristais de ferrite fundidos com os cristais de martensite e austenite, compreendendo o dito processo:

(a) a formação de uma composição de liga que compreende ferro e, pelo menos, um elemento de liga que compreende um máximo de 0,35% em peso de carbono em proporções seleccionadas para proporcionar a dita composição de liga com uma gama de transição de martensite que tem uma temperatura inicial de martensite de, pelo menos, cerca de 300°C;

(b) o aquecimento da dita composição de liga a uma temperatura suficientemente alta para provocar a austenitização da mesma, em condições que provocam que a dita composição de liga adquira uma fase de austenite homogénea com todos os elementos de liga em solução;

(c) o arrefecimento da dita fase de austenite homogénea suficientemente para transformar uma porção da dita fase de austenite em cristais de ferrite, formando, desse modo, uma micro-estrutura de fase dupla que compreende cristais de ferrite fundidos com os cristais de austenite; e

(d) o arrefecimento da dita micro-estrutura de duas fases através da dita gama de transição de martensite em condições que provocam a conversão dos ditos cristais de austenite numa micro-estrutura que contém listas de martensite que alternam com camadas de austenite retida,

em que os ditos cristais têm tamanhos de grão na gama de 2 micron a 100 micron, os ditos cristais de martensite e austenite constituem de 5% a 95% em peso da dita micro-estrutura de fase tripla, e os ditos cristais de martensite e austenite estão desprovidos de precipitados de carboneto nas interfaces entre as fases.

Foi agora verificado que as ligas de aço ao carbono com uma estrutura cristalina de fase tripla oferecem alto rendimento e resistência à corrosão através de uma gama de condições ampla. A estrutura cristalina de fase tripla é uma combinação única de fases cristalinas de ferrite, de austenite e de martensite, na qual os cristais de ferrite são fundidos com cristais que contêm a estrutura de listas deslocadas, descrita nas patentes da técnica anterior referidas acima, isto é, listas de martensite, que alternam com finas camadas de austenite. Esta estrutura de fase tripla pode ser formada de várias maneiras, que se estendem através de uma grande gama de composições e formadas por uma variedade percursos de processamento, que incluem diferentes tipos de fundição, tratamento térmico, e laminagem ou forjamento. A composição da liga utilizada na criação da estrutura de fase tripla é uma, a qual tem uma temperatura inicial de martensite de cerca de 300°C ou maior e, de preferência, cerca de 350°C e maior. Isto assegurará que uma estrutura de martensite de listas deslocadas será incluída como parte da micro-estrutura geral. Para auxiliar a conseguir isto, o teor de carbono é num máximo de 0,35% em peso.

O método preferido para a formação da micro-estrutura envolve o processamento metalúrgico de uma composição de liga de aço ao carbono única por um processo de arrefecimento por estágios a partir de uma fase de austenite. O primeiro estágio de arrefecimento deste método consiste numa recristalização parcial da fase de austenite para precipitar os cristais de ferrite e, desse modo, formar uma estrutura cristalina de fase dupla de cristais de austenite e de ferrite. A temperatura atingida neste primeiro estágio de arrefecimento determina a relação entre a austenite e a ferrite, com se vê facilmente no diagrama de fases da liga particular. Logo que esta temperatura é atingida, o aço é sujeito a trabalho a quente para atingir homogeneização e redução adicionais, bem como a formação ou conformação como desejado, dependendo do produto final desejado. O trabalho a quente pode ser executado por laminagem controlada, tal como, por exemplo, para produtos acabados que são redondos ou planos, ou por forjamento para produzir formas distintas, tais como pás, apetrechos agrícolas, capacetes, assentos de

helicópteros, e semelhantes. Após o trabalho a quente a esta temperatura intermédia, ocorre o arrefecimento de segundo estágio, no qual a fase de austenite é convertida na estrutura de listas deslocadas pela conversão da maioria da austenite em martensite, retendo ao mesmo tempo uma porção da austenite como finas camadas que alternam com as listas de martensite. Este segundo estágio de arrefecimento é executado rapidamente para evitar a formação de fases de bainite e perlite e precipitados entre as fases em geral (isto é, precipitados ao longo dos limites que separam as fases adjacentes). As velocidades de arrefecimento mínimas a este respeito podem variar com as diferenças na composição da liga, mas são facilmente discerníveis em geral a partir dos diagramas de transformação-temperatura-tempo-fase que existem para cada liga. Um exemplo de tal um diagrama está representado aqui como a FIG. 3 e explicado abaixo.

A estrutura cristalina de fase tripla resultante proporciona uma liga de aço que tem propriedades superiores em relação aos aços convencionais em termos relações entre o esforço e a deformação, relações entre a energia de impacto e a temperatura, rendimento em relação à corrosão, fractura de fadiga e tenacidade. Estes e outros objectos, características, e vantagens do invento serão melhor entendidos através da descrição que se segue.

BREVE DESCRIÇÃO DOS DESENHOS

A FIG. 1 é um esboço que representa a micro-estrutura das ligas do presente invento.

A FIG. 2 é um diagrama de fases que mostra as diferentes fases cristalinas, que estão presentes a diferentes temperaturas e os teores de carbono para uma liga de aço ao carbono particular do presente invento.

A FIG. 3 é um diagrama cinético de transformação-temperatura-tempo que demonstra os procedimentos do processo e as condições do arrefecimento de segundo estágio deste invento para um aço de Fe/Si/C particular deste invento.

A FIG. 4 é um traçado das curvas do esforço em função da deformação que compara uma liga do presente invento e o aço AISI A706 da técnica anterior.

A FIG. 5 é um traçado da energia de impacto de Charpy em função da temperatura para uma liga do presente invento, que mostra a tenacidade excepcional a baixa temperatura.

DESCRIÇÃO DAS CONCRETIZAÇÕES ESPECÍFICAS

A estrutura cristalina de fase tripla deste invento contém assim dois tipos de grãos de ferrite e grãos de martensite e austenite fundidos em conjunto numa massa contínua, na qual os grãos de martensite e austenite contêm listas de martensite que têm a estrutura de listas deslocadas. Os tamanhos de grão terão em geral diâmetros (ou outra dimensão linear apropriadamente característica) que cai dentro da gama de cerca de 2 micron a cerca de 100 micron ou, de preferência, dentro da gama de cerca de 5 micron a cerca de 30 micron. Dentro dos grãos de martensite e austenite, as listas de martensite têm geralmente de cerca de 0,01 micron a cerca de 0,3 micron de largura (listas adjacentes separadas por finas camadas de austenite), e, de preferência, de cerca de 0,05 micron a cerca de 0,2 micron. Os grãos de martensite e austenite constituem de cerca de 5% a cerca de 95% da estrutura cristalina de fase tripla, de preferência, de cerca de 15% a cerca de 60%, e mais preferivelmente de cerca de 20% a cerca de 40%, tudo em peso.

O teor de carbono da liga pode variar bem como dentro do limite no máximo de 0,35%. Na maioria dos casos, serão obtidos os melhores resultados com níveis de carbono que variam de cerca de 0,01% a cerca de 0,35%, de preferência, de cerca de 0,03% a cerca de 0,3%, e mais preferivelmente de cerca de 0,05% a cerca de 0,2%. Como indicado acima, os precipitados carboneto ou carbonitreto intra-listas, isto é, os precipitados localizados podem estar presentes dentro das listas de martensite em vez de ao longo dos limites da lista, enquanto que os precipitados entre as fases (ao longo dos limites) são, de preferência, evitados. Os elementos de liga adicionais estão também presentes em certas concretizações do invento. Um exemplo é o silício, o qual nas concretizações

preferidas constitui de cerca de 0,1% a cerca de 3% e, de preferência, de cerca de 1% a cerca de 2,5%. Um outro exemplo é o crómio, o qual pode estar inteiramente ausente (como nos aços de Fe/Si/C sem crómio) ou, quando presente, pode variar de cerca de 1% a cerca de 13%, de preferência, de cerca de 6% a cerca de 12% em peso, e mais preferivelmente de cerca de 8% a cerca de 10%. Os exemplos de outros elementos de liga, incluídos nas várias concretizações do invento, são o manganês, o níquel, o cobalto, o alumínio, e o azoto, quer individualmente quer em combinações. Os elementos de micro-liga, tais como o molibdénio, o nióbio, o titânio e o vanádio, podem estar também presentes. Aqui todas as percentagens são em peso.

As estruturas cristalinas de fase tripla preferidas deste invento não contêm substancialmente também carbonetos. Como indicado acima, os carbonetos e outros precipitados são produzidos por auto-têmpera. O efeito que os precipitados têm na tenacidade do aço depende da morfologia dos precipitados na micro-estrutura do aço. Se os precipitados estiverem localizados nos limites entre as fases, o resultado é uma redução na tenacidade e resistência à corrosão. Precipitados localizados dentro das próprias fases não são prejudiciais para a tenacidade, desde que os precipitados tenham cerca de 500 Å ou menos de diâmetro. Estes precipitados entre as fases pode de facto aumentar a tenacidade. Em geral, no entanto, os precipitados podem reduzir a resistência à corrosão. Assim, na prática preferida deste invento, a auto-têmpera pode ocorrer desde que os precipitados não se formem nas interfaces entre as diferentes fases cristalinas. A frase "substancialmente sem carbonetos" é aqui utilizada para indicar que se quaisquer carbonetos de facto estão presentes, a quantidade é tão pequena que os carbonetos não têm efeito prejudicial nas características de rendimento, e em particular nas características de corrosão, da liga acabada.

As ligas de fase tripla deste invento podem ser preparadas combinando, em primeiro lugar, os componentes apropriados necessários para formar uma liga com a composição desejada, depois a homogeneização (isto é, "estabilização térmica") da composição durante um período de tempo suficiente e a uma temperatura suficiente para se conseguir

uma estrutura de austenite uniforme de todos os elementos e componentes em solução sólida. As condições para tal homogeneização serão facilmente evidentes para os especialistas da técnica; uma gama de temperaturas típica é de 1050°C a 1200°C. De acordo com práticas bem conhecidas na técnica, a estabilização térmica é com frequência seguida de laminagem com reduções de 10% ou maiores, e em muitos casos com uma redução de cerca de 30% a cerca de 60%. Isto auxilia à difusão dos elementos de liga para formar uma fase cristalina de austenite homogênea.

Uma vez que seja formada a fase de austenite, a composição da liga é arrefecida para uma temperatura na região intercrítica, a qual está definida como a região, na qual coexistem em equilíbrio as fases de austenite e ferrite. O arrefecimento provoca assim que uma porção da austenite recristalize em grãos de ferrite, deixando o restante como austenite. As quantidades relativas de cada uma das duas fases em equilíbrio varia com a temperatura à qual a composição é arrefecida neste estágio, e também com os níveis dos elementos de liga. A distribuição do carbono entre as duas fases (de novo em equilíbrio) varia também com a temperatura. Como indicado acima, as quantidades relativas das duas fases não são críticas para o invento e podem variar, sendo certas gamas preferidas. Em termos da temperatura à qual a austenite é arrefecida para atingir a estrutura de ferrite e de austenite de fase dupla, uma gama de temperaturas preferida é de cerca de 750°C a cerca de 950°C, e uma gama de temperaturas mais preferida é de cerca de 775°C a cerca de 900°C, dependendo da composição da liga.

Uma vez que tenham sido formadas as estruturas de ferrite e austenite de fase dupla (isto é, logo que seja atingido o equilíbrio à temperatura seleccionada na fase intercrítica), a liga é rapidamente arrefecida por arrefecimento através da gama de transição de martensite, para converter os cristais de austenite na micro-estrutura de listas deslocadas. A velocidade de arrefecimento é suficientemente grande para evitar substancialmente quaisquer alterações na fase de ferrite. Além disso, no entanto, nas concretizações preferidas do invento, a velocidade de arrefecimento é suficientemente grande para evitar a formação

de bainite e perlite, bem como nitreto e os precipitados de carbonitreto, dependendo da composição da liga, e também da formação de quaisquer precipitados ao longo dos limites da fase. As frases "precipitação entre as fases" e "precipitados entre as fases" são utilizadas aqui para indicar a precipitação ao longo dos limites das fases e refere-se à formação de pequenos depósitos de compostos em localizações entre as fases de martensite e austenite, isto é, entre as listas e as finas camadas que separam as listas. Os "precipitados entre as fases" não se refere às próprias camadas de austenite. A formação de todos estes vários tipos de precipitados, incluindo a bainite, a perlite, o nitreto, e os precipitados de carbonitreto, bem como os precipitados entre as fases, é aqui referida colectivamente como "auto-têmpera". A velocidade de arrefecimento mínima necessária para evitar a auto-têmpera é evidente a partir do diagrama de transformação-temperatura-tempo para a liga. O eixo vertical do diagrama representa a temperatura e o eixo horizontal representa o tempo, e as curvas no diagrama indicam as regiões em que cada fase existe quer por si própria quer em combinação com a(s) outra(s) fase(s). Um tal diagrama típico é mostrado na patente US n.º 6,273,968 B1 de Thomas, referenciada acima, e um outro está aqui incluído como a FIG. 3, explicado abaixo. Em tais diagramas, a velocidade de arrefecimento mínima é uma linha diagonal de temperatura descendente através do tempo, a qual se encontra no lado esquerdo de uma curva em forma de C. A região à direita da curva representa a presença de carbonetos, e as velocidades de arrefecimento aceitáveis são, por conseguinte, as representadas pelas linhas que permanecem à esquerda da curva, a mais lenta das quais tem a inclinação mais pequena e encosta-se à curva.

Dependendo da composição da liga, uma velocidade de arrefecimento que é suficientemente grande para satisfazer este requisito pode ser uma que requer o arrefecimento na água ou uma que pode ser conseguida com o arrefecimento no ar. Em geral, se os níveis de certos elementos de liga, numa composição de liga que pode ser arrefecida por ar e tem ainda uma velocidade de arrefecimento suficientemente alta, forem baixados, será necessário elevar os níveis dos outros elementos de liga para reter a capacidade para utilizar o

arrefecimento no ar. Por exemplo, o abaixamento de um ou mais de tais elementos de liga como o carbono, o crómio, ou o silício pode ser compensado pela elevação do nível de um elemento tal como o manganês.

As composições das ligas preferidas para as finalidades deste invento são as que contêm de cerca de 0,05% a cerca de 0,1% de carbono, de cerca de 0,3% a cerca de 5% de níquel, e aproximadamente 2% de silício, tudo em peso, sendo o restante ferro. O níquel pode ser substituído pelo manganês com uma concentração de, pelo menos, cerca de 0,5%, de preferência, 1 a 2% (em peso), ou ambos podem estar presentes. O método de arrefecimento preferido é o arrefecimento na água. As composições de liga preferidas são também as que têm uma temperatura inicial de martensite de cerca de 300°C ou mais alta.

Os procedimentos e as condições de processamento indicadas nas patentes US referenciadas acima, em particular, os tratamentos térmicos, os refinamentos de grão, os forjamentos em linha e a utilização de laminadores de rolos para redondos, planos, e outras formas, podem, na prática do presente invento, ser utilizados para o aquecimento da composição de liga para a fase de austenite, o arrefecimento da liga da fase de austenite para a fase intercrítica, e depois o arrefecimento através da região de transição de martensite. A laminagem é executada de uma maneira controlada num ou mais estágios durante os procedimentos de austenitização e arrefecimento do primeiro estágio, por exemplo, para auxiliar na difusão dos elementos de liga para formar uma fase cristalina de austenite homogênea e depois deformar os grão cristalinos e armazenar energia de deformação nos grãos, enquanto no arrefecimento do segundo estágio, a laminagem pode servir para conduzir a nova formação da fase de martensite dentro de uma disposição de listas deslocada de listas de martensite, separadas por finas camadas de austenite retida. O grau das reduções de laminagem pode variar, e será rapidamente evidente para os especialistas na técnica. Nos cristais de listas deslocadas de martensite e austenite, as camadas de austenite retida constituirão de cerca de 0,5% a cerca de 15% em volume da micro-estrutura, de preferência, de cerca de 3% a cerca de

10%, e mais preferivelmente um máximo de cerca de 5%. A proporção de austenite relativa a toda a micro-estrutura de fase tripla será num máximo de cerca de 5%. A largura efectiva de uma única camada de austenite retida está, de preferência, dentro da gama de cerca de 50 Å a cerca de 250 Å, e de preferência, de cerca de 100 Å. A proporção de austenite relativa a toda a micro-estrutura de fase tripla será, em geral, de um máximo de cerca de 5%.

FIG. 1 é um esboço da estrutura cristalina de fase tripla deste invento. A estrutura inclui grãos de ferrite 11, fundidos com grãos de martensite e austenite 12, e cada um dos grãos de martensite e austenite 12 está na estrutura de listas deslocadas, consistindo as listas substancialmente paralelas 13 em grãos de cristais de fase de martensite, as listas separadas por finas camadas 14 da fase de austenite retida.

FIG. 2 é um diagrama de fase para uma classe de aços ao carbono que indica as transformações que ocorrem durante os estágios de arrefecimento e os efeitos das diferentes concentrações de carbono. Este diagrama de fase particular representa os aços ao carbono que contêm 2% de silício. A região à direita da curva superior está marcada por " γ ", que representa a fase de austenite; todas as outras regiões contêm " α " que representa a fase de ferrite. No estágio de austenização, a liga é aquecida em toda a região γ na parte superior direita. A linha a tracejado vertical a 0,1% de carbono indica as fases que ocorrem quando o arrefecimento de uma liga de aço ao carbono de 0,1% (contendo 2% de silício) na fase de austenite. Se o arrefecimento pára a 900°C. ("T-1"), as concentrações de carbono nas duas fases serão as indicadas pelas intersecções da linha T-1 com as duas curvas. No caso mostrado na FIG. 2, os teores de carbono das duas fases durante o arrefecimento para T-1 é aproximadamente de 0,001% C na fase de ferrite e 0,14% na fase de austenite. A proporção das fases é também estabelecida pela temperatura seleccionada. Apesar de isto não poder ser discernido a partir do diagrama de fase, a proporção será susceptível de determinação pelos especialistas na técnica. No caso mostrado na FIG. 2, a proporção conseguida a T-1 é de 60% de austenite e 40% de ferrite. Se o aço for arrefecido para 800°C. ("T-

2"), as concentrações de carbono nas duas fases serão as indicadas pelas intersecções da linha T-2 com as duas curvas, as quais são diferentes das que correspondem a 900°C, e a proporção das fases deferirá de modo semelhante. Neste caso, os níveis de carbono das duas fases serão aproximadamente de 0,03% na fase de ferrite e 0,3% na fase de austenite. As quantidades relativas das duas fases serão aproximadamente de 25% de austenite e de 75% de ferrite. A proporção é assim seleccionada pela selecção da temperatura, à qual ocorre o arrefecimento do primeiro estágio e mantendo a temperatura M_s da austenite acima de 300°C.

Logo que o arrefecimento de primeiro estágio estiver completado, o aço é sujeito a laminagem controlada por métodos bem conhecidos na técnica, para controlar o tamanho de grão bem como formar e conformar o aço para a sua utilização última.

É então executado o arrefecimento do segundo estágio, provocando a formação da fase de martensite numa disposição de listas deslocadas. Como indicado acima, isto é executado a uma velocidade suficientemente rápida para evitar a formação tanto de bainite como de perlite bem como a formação de quaisquer precipitados entre as fases. A FIG. 3 é um diagrama cinético de transformação-temperatura-tempo que representa o arrefecimento do segundo estágio para uma liga que contém 0,079% C, 0,57% MSN, e 1,902% Si. São utilizados os seguintes símbolos:

"A": austenite
"M": martensite
"F": ferrite
"B": bainite
"UB": bainite superior
"LB": bainite inferior
"P": perlite
" M_s ": temperatura inicial de martensite (420°C.)
" M_f ": temperatura final de martensite (200°C.)

A linha a tracejado inclinada na FIG. 3, indica a velocidade de arrefecimento mais lenta, que evitará a

formação em geral de bainite ou de perlite e os precipitados entre as fases e, por conseguinte, que pode ser utilizada a velocidade ou qualquer velocidade de arrefecimento que esteja representada pela linha escalonada.

FIG. 4 é um traçado do esforço em função da deformação, que compara uma liga de aço ao carbono da estrutura cristalina de fase tripla do presente invento, na qual a fase de martensite e austenite constituem 40% de toda a micro-estrutura e a austenite entre as listas constitui 2% de toda a micro-estrutura, com uma liga de aço convencional AISI A706. A relação entre a resistência à tracção e a carga de ruptura é maior do que 1,5, e o traçado mostra a superioridade da liga do invento.

FIG. 5 é um traçado da energia de impacto de Charpy em função da temperatura para a mesma liga de aço ao carbono do presente invento mostrada na FIG. 4.

As ligas de aço deste invento são particularmente úteis em produtos que requerem altas resistências à tracção, nomeadamente os utilizados em ambientes salinos e marítimos.

Lisboa, 2008-09-17

REIVINDICAÇÕES

1 - Aço de liga ao carbono que compreende ferro e um máximo de 0,35% em peso de carbono, tendo o dito aço de liga ao carbono uma micro-estrutura de fase tripla, que compreende cristais de ferrite fundidos com os cristais de martensite e austenite, compreendendo os ditos cristais de martensite e austenite listas de martensite, que alternam com finas camadas de austenite, em que os ditos cristais têm tamanhos de grão dentro da gama de 2 micron to 100 micron, os ditos cristais de martensite e austenite constituem de 5% a 95% em peso da dita micro-estrutura de fase tripla, e os ditos cristais de martensite e austenite estão desprovidos de precipitados de carboneto nas interfaces entre as fases.

2 - Aço de liga ao carbono de acordo com a reivindicação 1, no qual os ditos cristais de martensite e austenite constituem de 20% a 40% em peso da dita micro-estrutura de fase tripla.

3 - Aço de liga ao carbono de acordo com a reivindicação 1 ou 2, no qual o dito carbono constitui de 0,05% a 0,2% em peso da dita micro-estrutura de fase tripla.

4 - Aço de liga ao carbono de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 3 que compreende ainda silício com uma concentração de 1% a 2,5% em peso da dita composição de liga.

5 - Aço de liga ao carbono de acordo com a reivindicação 1 ou 2, no qual o dito carbono constitui de 0,05% a 0,2% em peso da dita micro-estrutura de fase tripla, compreendendo ainda o dito aço de liga ao carbono silício com uma concentração de 1% a 2,5% em peso da dita composição de liga, e não contendo substancialmente carbonetos.

6 - Processo de fabrico um aço de liga ao carbono de alta resistência, resistente à corrosão e tenaz que tem uma micro-estrutura de fase tripla, que compreende cristais de ferrite fundidos com os cristais de martensite e austenite, compreendendo o dito processo:

(a) a formação de uma composição de liga, que compreende ferro e, pelo menos, um elemento de liga que compreende um máximo de 0,35% em peso de carbono em proporções seleccionadas, para proporcionar a dita composição de liga com uma gama de transição de martensite que tem uma temperatura inicial de martensite de, pelo menos, 300°C;

(b) o aquecimento da dita composição de liga a uma temperatura suficientemente alta para provocar a austenitização do mesmo, nas condições que provocam que a dita composição de liga adquira uma fase de austenite homogénea com todos os elementos de liga em solução;

(c) o arrefecimento da dita fase de austenite homogénea suficientemente para transformar uma porção da dita fase de austenite em cristais de ferrite, formando assim uma micro-estrutura de fase dupla que compreende cristais de ferrite fundidos com os cristais de austenite; e

(d) o arrefecimento da dita micro-estrutura de fase dupla através da dita gama de transição de martensite nas condições que provocam a conversão dos ditos cristais de austenite numa micro-estrutura que contém listas de martensite, que alternam com camadas de austenite retida,

em que os ditos cristais têm tamanhos de grão na gama de 2 micron a 100 micron, os ditos cristais de martensite e austenite constituem de 5% a 95% em peso da dita micro-estrutura de fase tripla, e os ditos cristais de martensite e austenite estão desprovidos de precipitados de carboneto nas interfaces entre as fases.

7 - Processo de acordo com a reivindicação 6, em que o passo (d) compreende o arrefecimento da dita micro-estrutura de fase dupla a uma velocidade suficientemente rápida para evitar a ocorrência de auto-têmpera.

8 - Processo de acordo com a reivindicação 6 ou 7, no qual o passo (c) compreende o arrefecimento da dita fase de austenite homogénea para uma temperatura de 775°C a 900°C.

9 - Processo de acordo com a reivindicação 6 ou 8, no qual o dito carbono constitui de 0,05% a 0,2% em peso da dita composição de liga, e a dita composição de liga compreende ainda silício com uma concentração de 1% a 2,5% em peso.

10 - Processo de acordo com qualquer uma das reivindicações 6 a 9, no qual o dito aço de liga ao carbono é como definido em qualquer uma das reivindicações 1 a 5.

Lisboa, 2008-09-17

Fig. 1

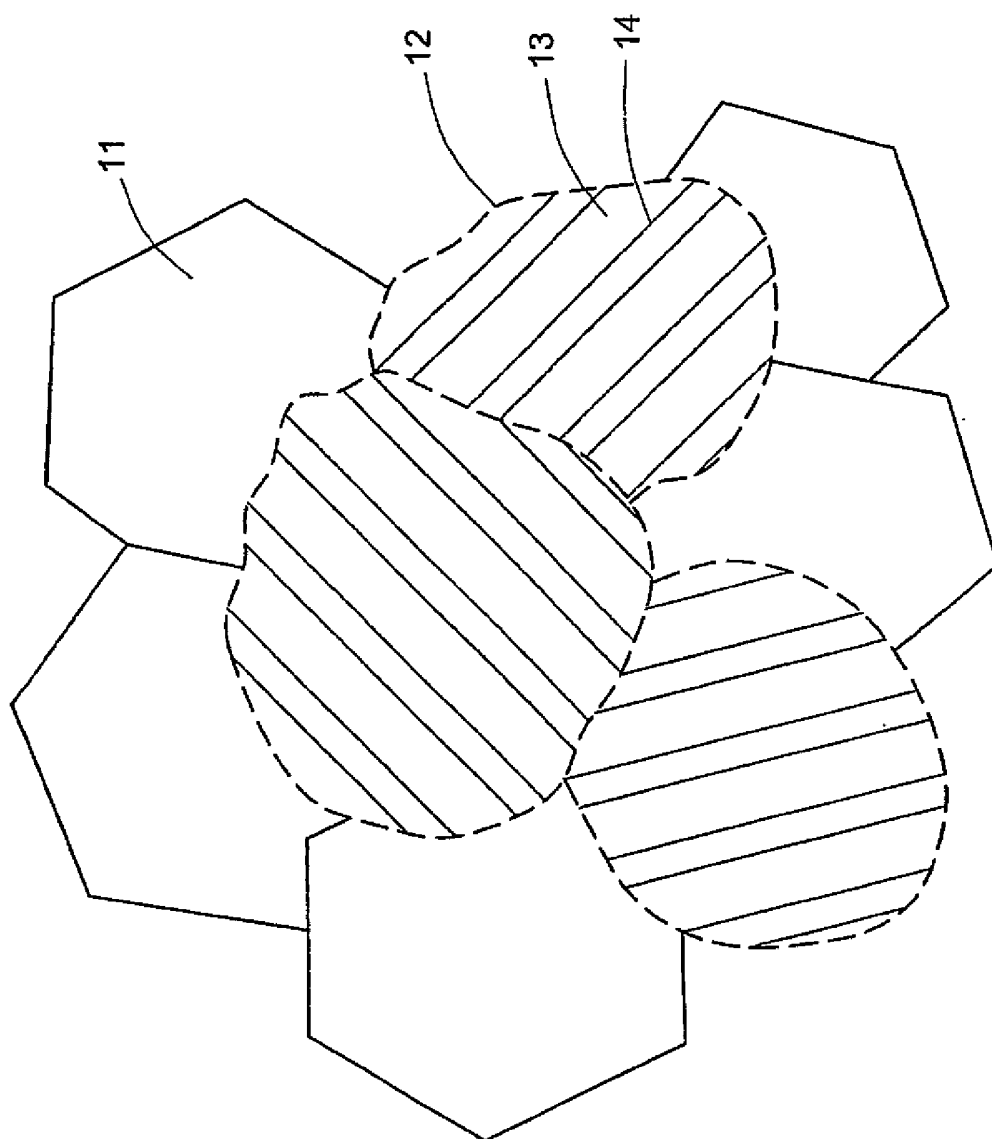


Fig. 2

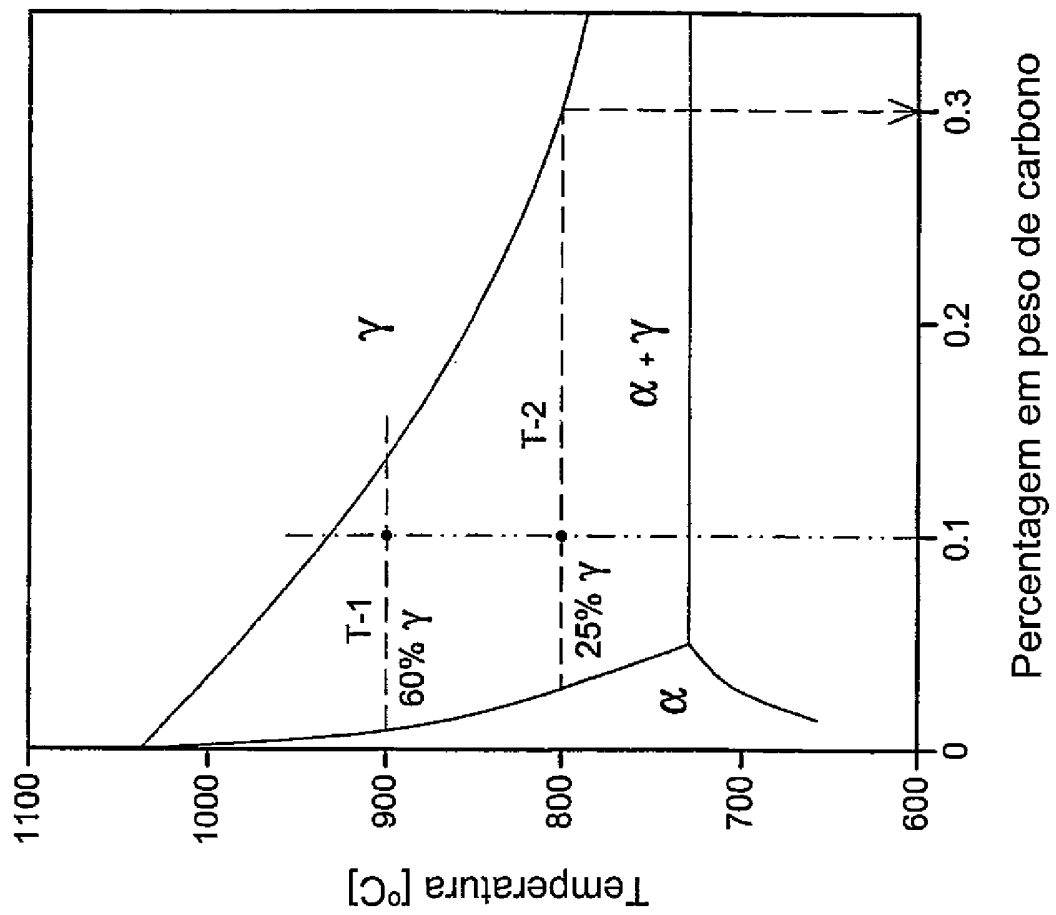


Fig. 3

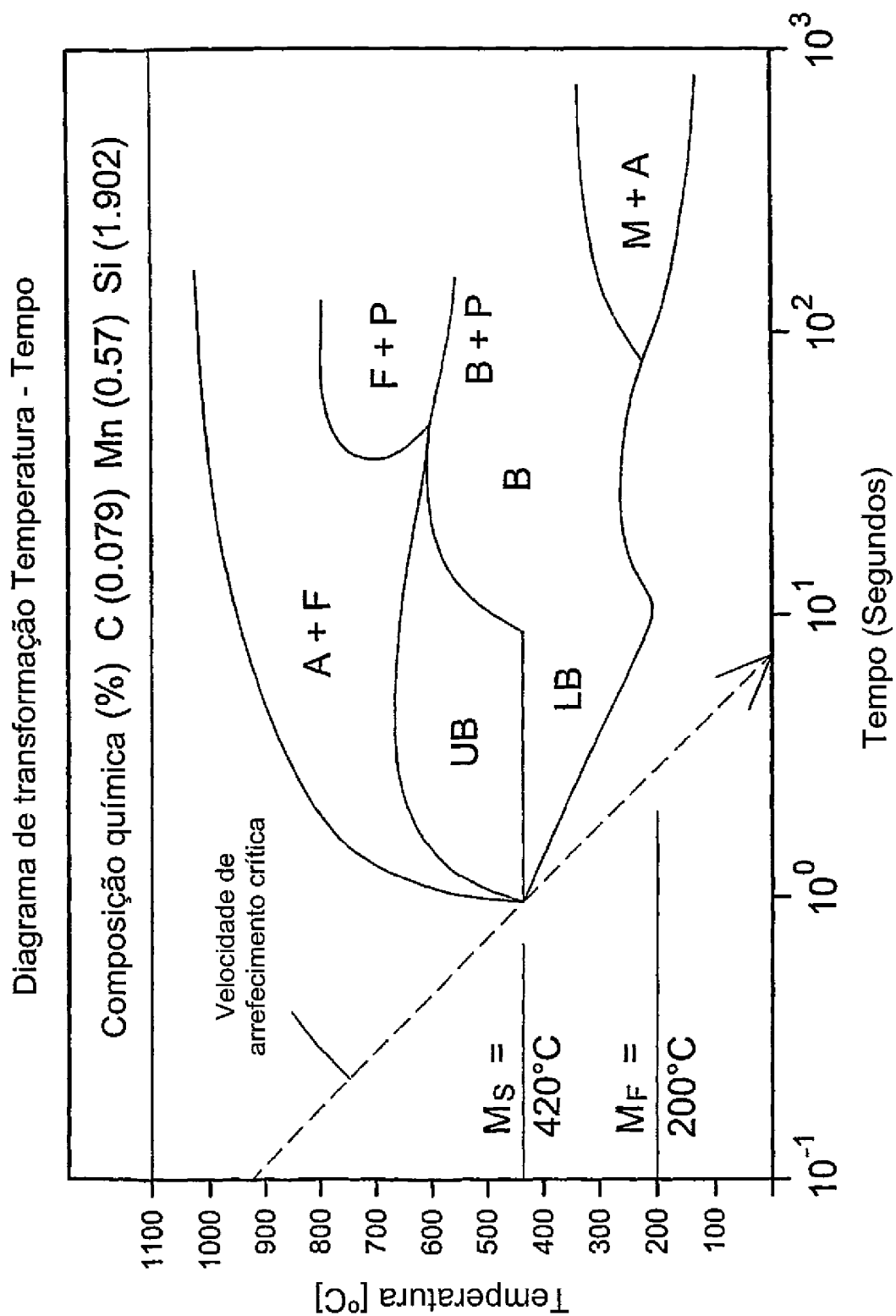


Fig. 4

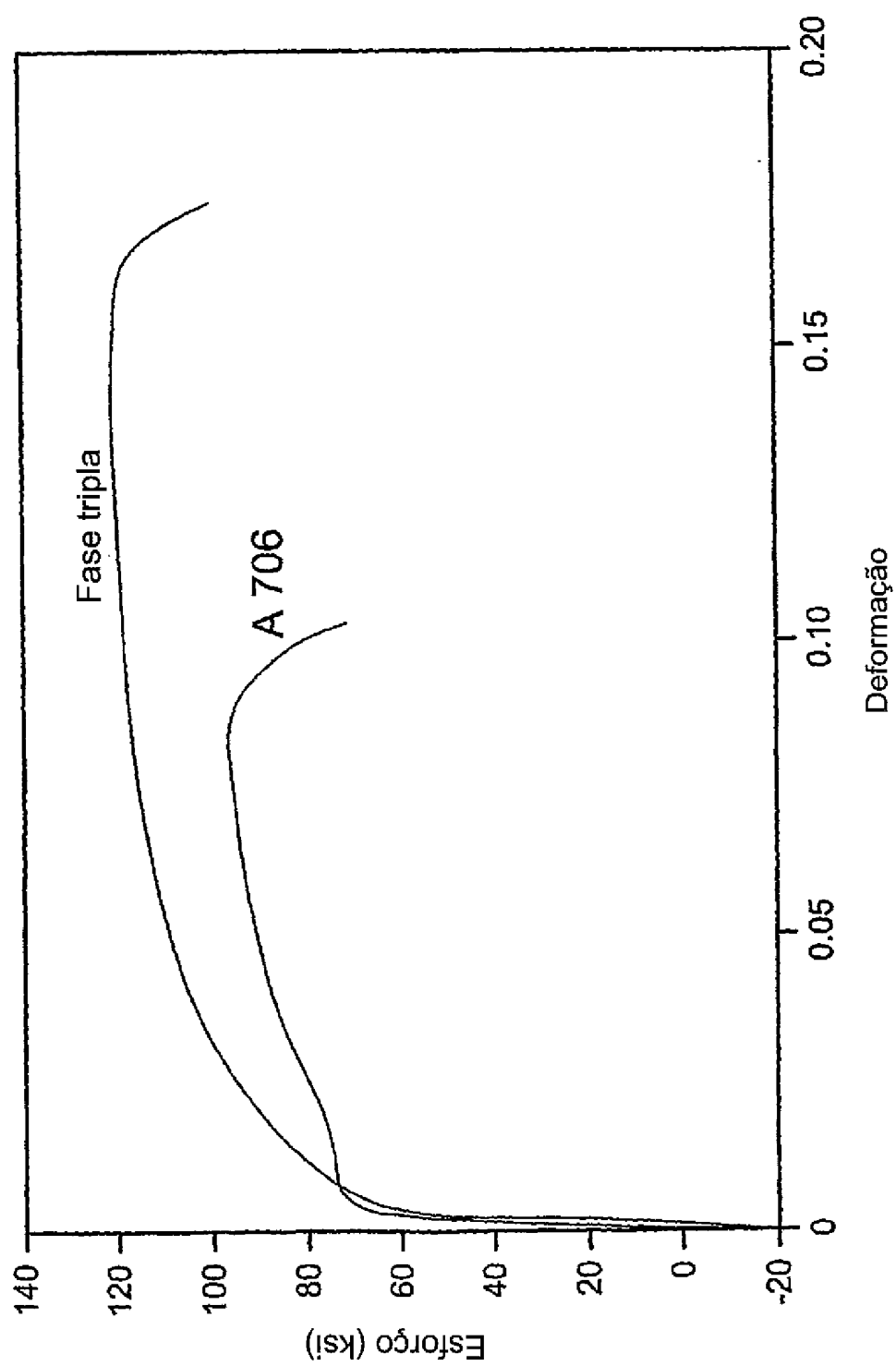


Fig. 5

