



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

(21) **PI0613291-0 A2**

(22) Data de Depósito: 26/06/2006
(43) Data da Publicação: 28/12/2010
(RPI 2086)



(51) *Int.Cl.:*
C22C 38/44
C21D 1/25
C21D 6/00
C21D 6/04

(54) Título: **AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO, PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA PEÇA MECÂNICA E PEÇA MECÂNICA DE AÇO**

(30) Prioridade Unionista: 28/06/2005 FR 0506591

(73) Titular(es): Aubert & Duval

(72) Inventor(es): Jacques Montagnon

(74) Procurador(es): Ana Paula Santos Celidonio

(86) Pedido Internacional: PCT FR2006001472 de 26/06/2006

(87) Publicação Internacional: WO 2007/003748 de 11/01/2007

(57) Resumo: AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO, PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA PEÇA MECÂNICA E PEÇA MECÂNICA DE AÇO. A presente invenção se refere a um aço inoxidável martensítico, caracterizado pelo fato de sua composição ser, em porcentagens ponderais como segue: $9\% \leq Cr \leq 13\%$; $1,5\% \leq Mo \leq 3\%$; $8\% \leq Ni \leq 14\%$; $1\% \leq Al \leq 2\%$; $0,5\% \leq Ti \leq 1,5\%$ com $Al + Ti \geq 2,25\%$; $traços \leq Co \leq 2\%$; $traços \leq W \leq 1\%$ com $Mo + (W/2) \leq 3\%$; $traços \leq P \leq 0,02\%$; $traços \leq S \leq 0,0050\%$; $traços \leq N \leq 0,0060\%$; $traços \leq C \leq 0,025\%$; $traços \leq Cu \leq 0,5\%$; $traços \leq Mn \leq 3\%$; $traços \leq Si \leq 0,25\%$; $traços \leq O \leq 0,0050\%$; e é tal que: $M_s (^{\circ}C) = 1302 - 42Cr - 63Ni - 30Mo + 20Al - 15W - 33Mn - 28Si - 30Cu - 13Co + 10Ti \geq 50$ $Cr_{eq} / Ni_{eq} \leq 1,05$ com $Cr_{eq} (\%) = Cr + Mo + 5Ti + 5,5Al + 0,6W$ $Ni_{eq} (\%) = 2Ni + 0,5Mn + 30C + 25N + Co + 0,3Cu$. A presente invenção se refere também a um processo de fabricação de uma peça metálica que utiliza tal aço e a peça obtida por tal processo.

“AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO, PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA PEÇA MECÂNICA E PEÇA MECÂNICA DE AÇO”

CAMPO DA INVENÇÃO

A presente invenção se refere a um aço inoxidável martensítico, e
5 em particular a um aço liga que contém especialmente os elementos cromo,
níquel, molibdênio e/ou tungstênio, titânio, alumínio e eventualmente
manganês, e refere-se também a uma combinação única de resistência à
corrosão e de resistência mecânica elevadas.

ANTECEDENTES DA INVENÇÃO

10 Para certas aplicações críticas em que as peças mecânicas de aço
são submetidas a esforços muito elevados e para as quais a massa dessas peças
é um fator importante, por exemplo, no campo da aeronáutica, (caixas de trens de
pouso (*caissons de trains d'atterrissage*)) ou no campo espacial, deve-se recorrer
a aços martensíticos de altíssima resistência mecânica e, ainda, que ofereçam
15 boa tenacidade tal como medida pelo ensaio de ruptura brutal K_{1C} .

Os aços martensíticos com carbono com liga fraca (ou seja, no
qual nenhum dos elementos de liga ultrapassa 5% em massa), temperados e
revenidos, são apropriados na maior parte do tempo quando as temperaturas
de funcionamento ficam abaixo de sua temperatura de revenido.

20 Entre esses aços, aqueles que são ligados ao silício podem suportar
temperaturas de funcionamento um pouco mais elevadas pois sua temperatura de
revenida para obter o melhor compromisso entre a resistência à ruptura (R_m) e a
tenacidade (R_{1C}) está tipicamente situada em torno de 250/300°C.

Quando as temperaturas de funcionamento ultrapassam
25 pontualmente ou de modo permanente esses valores, é preciso recorrer aos
aços “maraging” (martensíticos com baixo carbono endurecidos pela
precipitação de elementos intermetálicos), cujo revenido é efetuado a 450°C ou
mais em função do compromisso R_m/K_{1C} desejado.

Compromissos R_m/K_{1C} da ordem de 1900MPa/70MPa \sqrt{m} e 2000MPa/60MPa \sqrt{m} em que m é expresso em metros, são obtidos habitualmente com essas categorias de ações, mediante uma elaboração apropriada que é hoje controlada por meios industriais conhecidos.

5 Essas classes de aços são extremamente sensíveis ao que é comumente denominado “corrosão sob tensão”, mais que é de fato uma fragilização pelo hidrogênio externo produzido por reações de corrosão superficial (picadas, corrosão intergranular em particular). O limiar de propagação de fissuras nesses aços em presença de reações de corrosão
10 (K_{1CSC}) é muito inferior a seu valor de K_{1C} ; para os aços com liga fraca tratados além de 1600MPa de R_m , o valor de K_{1CSC} apresenta um valor mínimo entre a temperatura ambiente e 80°C que é da ordem de 20MPa \sqrt{m} nos meios aquosos com baixa concentração de cloretos. O aspecto de ruptura é tipicamente intergranular em relação provável com a retenção e um acúmulo de
15 hidrogênio além da concentração crítica nos carbonetos intergranulares ϵ ou Fe_3C formados no revenido.

A sensibilidade dos aços maraging não inoxidáveis, embora menos acentuada que nos aços com liga fraca, pois a difusão do hidrogênio em sua matriz com liga forte é mais fraca e os modos de retenção do hidrogênio são
20 aparentemente menos nocivos, permanece assim muito forte em temperaturas da ordem de 20 a 100°C que correspondem a fases de uso em funcionamento.

Até hoje, o único meio de proteção contra esses fenômenos muito nocivos era a proteção das superfícies com revestimentos anticorrosão tais como a cadmiagem, que é muito utilizada na aeronáutica. Esses revestimentos
25 suscitam, porém, problemas importantes.

De fato, esses revestimentos estão sujeitos à descamação e à fissuração, o que requer uma fiscalização regular e atenta do estado de superfície.

Além disso, o cádmio é um elemento muito nocivo para o meio ambiente, e seu uso é severamente controlado por certas regulamentações.

Por outro lado, as diferentes operações de revestimento de tipo químico ou eletrolítico liberam hidrogênio que pode danificar imediatamente as
5 peças que vão ser protegidas pelo processo bem conhecido como “ruptura retardada” ou “fadiga estática” antes de entrar em funcionamento, e os métodos de prevenção são muito complicados e onerosos.

Em todos os casos, o substrato maciço permanece intrinsecamente muito sensível à fissuração frágil favorecida por um hidrogênio
10 externo de qualquer procedência.

Atualmente, nenhum aço com liga fraca e de altíssima resistência ($R_m > 1900\text{MPa}$) apresenta em valor de K_{1CS} nos meios aquosos atmosféricos ou urbanos que se aproximariam do valor de K_{1CS} medido em atmosfera neutra, e o estudo aprofundado dos mecanismos de
15 propagação de fissuras na presença de hidrogênio inerte ou externo tenderia a provar que as relações K_{1CS}/K_{1C} dos aços atuais de altíssima resistência são ainda muito inferiores à unidade, salvo em caso de introdução nesses aços, de elementos da classe dos platinóides. Esses elementos agem como “repelentes” do hidrogênio, mais seu custo proibitivo
20 impede hoje seu uso como elementos de adição.

Além disso, existem também aços maraging, com teores elevados de cromo ($> 10\% \text{Cr}$) e que são considerados inoxidáveis em atmosferas “urbanas”; um exemplo de aço representativo dessa categoria está descrito no documento US-A 3 556 776.

25 Nenhum dos aços maraging atualmente conhecidos permite, porém, atingir níveis de resistência mecânica que oferecem os aços maraging sem cromo e os aços com liga fraca, ou seja uma resistência à tração R_M de 1900MPa ou mais.

DESCRIÇÃO DA INVENÇÃO

A composição de aço da presente invenção tem por finalidade resolver esses problemas técnicos propondo um aço inoxidável martensítico, que possui uma resistência intrínseca à corrosão em meio atmosférico (meio marinho ou urbano) para o qual a fonte externa de hidrogênio é erradicada, e que apresenta simultaneamente uma resistência à tração elevada (da ordem de 1800MPa e mais) e uma tenacidade equivalente à dos aços com carbono de liga fraca e de resistência muito elevada.

Para esse fim, a presente invenção tem por objeto um aço inoxidável martensítico, caracterizado pelo fato de sua composição ser, em porcentagens ponderais:

- $9\% \leq Cr \leq 13\%$
- $1,5\% \leq Mo \leq 3\%$
- $8\% \leq Ni \leq 14\%$
- $1\% \leq Al \leq 2\%$
- $0,5\% \leq Ti \leq 1,5\%$ com $Al + Ti \geq 2,25\%$
- traços $\leq Co \leq 2\%$
- traços $\leq W \leq 1\%$ com $Mo + (W/2) \leq 3\%$
- traços $\leq P \leq 0,02\%$
- traços $\leq S \leq 0,0050\%$
- traços $\leq N \leq 0,0060\%$
- traços $\leq C \leq 0,025\%$
- traços $\leq Cu \leq 0,5\%$
- traços $\leq Mn \leq 3\%$
- traços $\leq Si \leq 0,25\%$
- traços $\leq O \leq 0,0050\%$

e é tal que:

- $Ms (^{\circ}C) = 1302 - 42Cr - 63Ni - 30Mo + 20Al - 15W -$

$$33\text{Mn} - 28\text{Si} - 30\text{Cu} - 13\text{Co} + 10\text{Ti} \geq 50$$

- $\text{Cr eq} / \text{Ni eq} \leq 1,05$

$$\text{com Cr eq (\%)} = \text{Cr} + 2\text{Si} + \text{Mo} + 5\text{Ti} + 5,5\text{Al} + 0,6\text{W}$$

$$\text{Ni eq (\%)} = 2\text{Ni} + 0,5\text{Mn} + 30\text{C} + 25\text{N} + \text{Co} + 0,3\text{Cu}$$

5

$$\text{De preferência } 10\% \leq \text{Cr} \leq 11,75\%$$

$$\text{De preferência } 2\% \leq \text{Mo} \leq 3\%$$

$$\text{De preferência } 10,5\% \leq \text{Ni} \leq 12,5\%$$

$$\text{De preferência } 1,2\% \leq \text{Al} \leq 1,6\%$$

$$\text{De preferência } 0,75\% \leq \text{Ti} \leq 1,25\%$$

10

$$\text{De preferência traços} \leq \text{Co} \leq 0,5\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{P} \leq 0,01\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{S} \leq 0,0010\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{S} \leq 0,0005\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{N} \leq 0,0030\%$$

15

$$\text{De preferência traços} \leq \text{C} \leq 0,0120\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{Cu} \leq 0,25\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{Si} \leq 0,25\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{Si} \leq 0,10\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{Mn} \leq 0,25\%$$

20

$$\text{De preferência traços} \leq \text{Mn} \leq 0,10\%$$

$$\text{De preferência traços} \leq \text{Mn} \leq 0,0020\%$$

A presente invenção refere-se também a um processo de fabricação de uma peça mecânica de aço com resistência mecânica e de resistência à corrosão elevadas, caracterizado pelo fato de que:

25

- se elabora um semiproduto para a preparação seguida da transformação a quente de um lingote da composição conforme descrita anteriormente;

- se executa um tratamento térmico de colocação em solução do

referido semiproduto entre 850 e 950°C, imediatamente seguido de um tratamento criogênico de resfriamento rápido até uma temperatura inferior ou igual a -75°C sem interrupção abaixo do ponto de transformação Ms e durante um tempo suficiente para assegurar um resfriamento completo em toda a espessura da peça;

- se executa um revenido de envelhecimento entre 450 e 600°C para um tempo de manutenção isotérmica de 4 a 32 horas.

O referido tratamento criogênico pode ser uma têmpera em neve carbônica.

O referido criogênico pode ser efetuado a uma temperatura de -80°C durante pelo menos 4 horas.

Entre o referido tratamento de colocação em solução e o referido tratamento criogênico, pode-se proceder a uma têmpera isotérmica a uma temperatura superior ao ponto de transformação Ms.

Depois do tratamento criogênico e antes do revenido de envelhecimento, pode-se proceder a uma enformação a frio e a um tratamento térmico de colocação em solução.

Pode-se executar pelo menos um tratamento térmico de homogeneização entre 1200 e 1300°C durante pelo menos 24 horas sobre o lingote ou durante transformações a quente em semiproduto, mas da última dessas transformações a quente.

A presente invenção se refere também a uma peça mecânica de aço de alta resistência à corrosão e resistência, caracterizada pelo fato de ser obtida pelo processo anterior.

Trata-se, por exemplo, de uma caixa de trem de pouso de aeronave.

Como já deve ter sido entendido, a presente invenção repousa em primeiro lugar sobre uma composição de aço tal como definida acima. Ela

apresenta principalmente como particularidades teores de Ni, Al, Ti, Mo, Cr e Mn que são ou podem ser bastante elevados.

Tratamentos termomecânicos são também propostos, graças aos quais as propriedades desejadas para o metal final são obtidas.

5 O aço da presente invenção permite um endurecimento estrutura por precipitação simultânea das fases secundárias de tipo β -NiAl, η -Ti₃Ti e eventualmente μ -Fe₇(Mo, W)₆ segundo o efeito chamado "maraging", o que lhe confere após um envelhecimento térmico, que assegura a precipitação, um nível muito elevado de resistência mecânica de pelo menos 1800MPa,
10 combinado com uma boa resistência à corrosão, em particular em meios corrosivos atmosféricos.

Sua resistência em fadiga fica também melhorada mediante o controle rigoroso das impurezas consideradas nocivas (nitrogênio, oxigênio).

Além disso, o aço da presente invenção possui boa resistência ao aquecimento e pode portanto suportar temperaturas que atingem 300°C para
15 períodos curtos de tempo e da ordem de 250°C para períodos longos de tempo. Sua sensibilidade ao hidrogênio é menor que a dos aços de liga fraca.

A presente invenção será mais bem compreendida com a descrição que será feita a seguir.

20 Os aços de altíssima resistência são muito sensíveis à corrosão sob tensão. A composição do aço da presente invenção é tal que a própria origem da ruptura por corrosão sob tensão, que é a produção de hidrogênio pelos mecanismos de corrosão seguidos da fragilização do metal por difusão interna desse hidrogênio, é contornada em meios atmosféricos graças a uma
25 resistência reforçada à corrosão em geral. Com essa finalidade, os teores de cromo e molibdênio são respectivamente de pelo menos 9% e 1,5%, preferencialmente de pelo menos 10% e w% de modo a atingir nesse último caso um índice de picadura I.P., definido por $I.P. = Cr + 3,3 Mo$, de pelo menos

16,5 como o dos aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 a 26-18% Cr. De fato, um teor de cromo mínimo de 9 a 11% é necessário para conferir ao aço uma capacidade de proteção frente à corrosão em atmosfera úmida, graças à formação em sua superfície de um filme de óxido rico em cromo. Mas, esse
5 filme protetor é insuficiente no caso do mesmo atmosférico ser poluído por íons sulfatos ou cloretos que podem desenvolver a corrosão por picada e depois por fissura, ambas suscetíveis de fornecer hidrogênio fragilizante.

O elemento molibdênio tem, por sua vez, um efeito muito favorável sobre o reforço do filme passivo diante da corrosão em meios
10 aquosos poluídos por cloretos ou sulfatos.

Em segundo lugar, o efeito de endurecimento que proporciona uma resistência mecânica muito elevada ao aço é obtido por precipitação de várias fases secundárias endurecedoras durante um tratamento térmico de revenido de uma estrutura geralmente martensítica. Essa estrutura martensítica
15 prévia ao revenido resulta de um tratamento de colocação em solução prévia no domínio austenítico, seguida de um resfriamento (ou têmpera) até uma temperatura suficientemente baixa para que toda a austenita se transforme em martensita.

O aço da presente invenção sofre esse endurecimento graças à
20 precipitação de fases martensíticas de protótipo β -NiAl, η -Ni₃Ti e eventualmente μ -Fe₇(Mo, W)₆. O maior endurecimento é obtido com as adições mais elevadas de alumínio, titânio e molibdênio. O teor de níquel deve ser ajustado de modo muito preciso para que o endurecimento máximo seja obtido a partir de uma estrutura puramente martensítica, sem ferrita nem
25 austenita residual de têmpera.

Em terceiro lugar, o aço da presente invenção possui ductilidade e tenacidade máximas, que são obtidas limitando o mais possível os efeitos de anisotropia ligados à solidificação dos lingotes.

Com essa finalidade, o aço deve estar isento da fase ferrita δ e da fase austenita residual depois da colocação em solução e resfriamento.

É por esse motivo que o aço da presente invenção se caracteriza por um equilíbrio específico de seus elementos de adição como será descrito a seguir.

FERRITA δ

Essa fase é nefasta por duas razões principais:

- (i) - ela provoca a fragilização do metal,
- (ii) - ela modifica a resposta do aço ao endurecimento e não

permite mais que ele atinja suas propriedades mecânicas ótimas.

O aço da presente invenção não contém ferrita devido ao fato de sua composição corresponder às condições descritas a seguir.

As fórmulas que vão ser citadas se apóiam em duas relações entre os elementos de liga, uma delas sendo a soma ponderada dos teores em % mássica dos elementos que estabilizam a ferrita, e expressa por uma variável Cr equivalente (Cr. eq.) e o outra sendo uma soma ponderada dos teores de % mássica dos elementos que estabilizam a austenita, e expressa pela variável Ni equivalente (Ni eq).

$$\text{Cr eq} = \text{Cr} + 2\text{Si} + \text{Mo} + 1,5\% \text{Ti} + 5,5\text{Al} + 0,6\text{W}$$

$$\text{Ni eq} = 2\text{Ni} + 0,5\text{Mn} + 30\text{C} + 25\text{N} + \text{Co} + 0,3\text{Cu}$$

Constata-se que a ferrita δ formada de modo transitório durante a solidificação do aço da presente invenção pode ser totalmente reabsorvida durante um tratamento térmico de alta temperatura e em fase sólida, por exemplo entre 1200 e 300°C, quando;

$$\text{Cr eq} / \text{Ni eq} \leq 1,05$$

SEGREGAÇÃO QUÍMICA NA SOLIDIFICAÇÃO

A segregação química de um aço durante sua solidificação é um fenômeno inevitável que resulta da partilha dos elementos entre a fração sólida

e a fração líquida em torno do sólido. No fim da solidificação, o líquido residual se solidifica em zonas que são classicamente intergranulares, ou então interdendríticas, e encontra-se nessas zonas um enriquecimento de certos elementos de liga, e/ou um empobrecimento de outros elementos de liga. As células de segregação assim formadas são deformadas a seguir e parcialmente re-homogeneizadas durante operações de transformação termomecânica. Após essas operações de deformação, persiste uma estrutura chamada anisotrópicas. A resposta aos tratamentos térmicos dessas ligações segregadas é muito diferenciada, o que conduz a propriedades mecânicas desiguais em função da direção dos esforços exercidos: de modo quase generalizado, as propriedades de ductilidade e de tenacidade (K_{1C}) são diminuídos em todos os casos em que os esforços são exercidos mais ou menos perpendicularmente à estrutura das ligações.

A homogeneidade estrutural do aço da presente invenção, que é portanto ditada pelas condições de solidificação, é de preferência otimizada por meio de tratamentos térmicos de homogeneização em temperaturas muito elevadas, entre 1200 e 1300°C, de duração superior a 24 horas, praticada nos lingotes e/ou nos produtos intermediários, ou seja, os semiprodutos em fase de transformação a quente. Esse tratamento só deve, porém ocorrer depois da última transformação a quente, caso contrário os tamanhos dos grãos seriam muito grandes antes da continuação dos tratamentos.

TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA E AUSTENITA RESIDUAL

As melhores propriedades do aço da presente invenção são obtidas após uma colocação em solução entre 850 e 950°C, no domínio austenítico, seguida de um resfriamento suficientemente enérgico para permitir a transformação total da austenita em martensita. Essa transformação deve ser total por dois motivos.

Em primeiro lugar, o endurecimento por precipitação das fases

intermetálicas durante o envelhecimento ulterior só ocorre a partir da estrutura martensítica. Assim faixas de austenita residual não transformadas após o fim do resfriamento não respondem ao endurecimento. Isso prejudica intensamente as propriedades globais do aço da presente invenção, principalmente porque essas faixas são muitas vezes as que são provenientes da segregação residual dos lingotes e são portanto fortemente anisotrópicas.

Em segundo lugar, os melhores compromissos entre resistência, ductilidade e tenacidade do aço são obtidos quando o revenido de envelhecimento permite a formação simultânea dos precipitados endurecedores e de uma pequena fração de austenita de reversão disposta em filmes nos defeitos da estrutura tais como as juntas interbarras de martensita. A estrutura em sanduíche constituída das barras de martensita separadas por filmes de austenita de reversão proporciona uma grande ductilidade ao aço endurecido. Para que essa austenita de reversão em pequena quantidade possa se formar a partir da estrutura martensítica, é preciso imperativamente que esta seja martensítica, ou seja, o mais possível isenta de austenita residual não transformada no fim do resfriamento a partir do ciclo de colocação em solução. De fato, a uma temperatura de envelhecimento dada, só existe um pequeno teor de austenita em equilíbrio, seja ela de tipo residual ou de reversão, a desejada sendo esta última.

É comumente admitido que a largura do domínio da transformação martensítica de um aço com liga forte, domínio compreendido entre a temperatura de início de transformação M_s e a temperatura de fim de transformação M_f , é de aproximadamente 150°C , e que esse domínio é tanto mais amplo quanto a estrutura do aço for menos homogênea. Isso significa que a temperatura M_s de um aço que é resfriado à temperatura ambiente (aproximadamente 25°C) a partir de seu domínio de colocação em solução austenítica, deve ser de pelo menos 175°C .

As tecnologias modernas permitem facilmente resfriar os aços em temperatura inferiores à temperatura ambiente (tratamentos chamados "criogênicos") o que permite completar a transformação martensítica de aços cuja temperatura Ms é inferior a 175°C; todavia, existe um limite para isso no sentido que essa transformação de fase, termicamente ativa, é fortemente contrariada em temperaturas muito baixas.

O aço da presente invenção possui uma composição equilibrada de tal modo que a temperatura de transformação Ms seja $\geq 50^\circ\text{C}$, e preferencialmente próxima de 70°C . Assim, seu resfriamento a -80°C , ou a menos do que isso, em um meio refrigerante, permite a transformação da austenita em martensita. Isso se tornou possível procurando um intervalo de temperatura Ms – Mf de pelo menos 140°C , preferencialmente de pelo menos 160°C , pela aplicação, depois do tratamento de colocação em solução entre 850 e 950°C , de um resfriamento terminado por exemplo em neve carbônica - 80°C ou mais baixo, durante um período suficiente para assegurar um resfriamento completo dos produtos e uma transformação completa da austenita em martensita.

Para obter esse efeito, o aço da presente invenção deve apresentar um valor negativo e confiável de Ms que deve corresponder à relação indicada a seguir, função de todos os elementos de adições incluídos no aço e que influem consideravelmente sobre Ms, inclusive os elementos presentes em teores residuais mas cujo efeito é grande sobre o valor de Ms. Esse valor é calculado pela fórmula (os teores dos diferentes elementos estão em % ponderais):

$$Ms (\text{°C}) = 1302 - 42\text{Cr} - 63\text{Ni} - 30\text{Mo} + 20\text{Al} - 15\text{W} - 33\text{Mn} - 28\text{Si} - 30\text{Cu} - 13\text{Co} + 10\text{Ti}.$$

A análise estatística de fundições experimentais permitiu validar essa relação para valores de Ms de 0 a 225°C e deduzir o valor mínimo que

deve ser o ponto Ms para o aço da presente invenção. Esse valor é de +50°C e preferencialmente + 70°C.

Os papéis dos principais elementos de adição estão especificados a seguir:

5 O cloro e o molibdênio são elementos que conferem ao aço sua boa resistência à corrosão: o molibdênio é também suscetível de contribuir, ainda, ao endurecimento durante a precipitação no revenido da fase intermetálica de tipo Fe₇Mo₆.

10 O teor de cromo dos aços da presente invenção está compreendido entre 9 e 13%, de preferência entre 10 e 11,75%. Além de 13% de cromo, o equilíbrio global do aço não é mais possível. De fato, diminuindo os elementos que favorecem a ferrita delta residual (Mo = 1,5%, Al = 1,5% e Ti = 0,75%, Ti + Al = 2,25%), a relação que liga Cr eq e Ni implica que o teor de níquel seja de pelo menos 11%. Ora, essa composição, que se encontra
15 portanto no limite dos domínios da presente invenção não corresponde mais à relação Ms ≥ 50°C.

E isso é mais verdadeiro quanto mais elevados forem os teores endurecedores de A, Ti, Mo, daí o limite superior preferencial de cromo de 11,75%.

20 O teor de molibdênio é de pelo menos 1,5% para que se possa obter o efeito anticorrosão desejado. O teor máximo é de 3%. Além de 3% de molibdênio, a temperatura de solvus de uma fase intermetálica rica em molibdênio de tipo χ , estável em alta temperatura, se torna superior a 950°; além disso, em certos casos, a solidificação se completa por um sistema
25 eutético que produz fases intermetálicas maciças, ricas em molibdênio, e cuja colocação em solução ulterior requer temperaturas de colocação em solução superiores a 950°C.

Nesses dois casos, temperaturas de austenitização superiores a

950°C conduzem a um aumento exagerado da estrutura granular, incompatível com as propriedades mecânicas exigidas.

Todavia, se o aço contiver também tungstênio, ele vai substituir parcialmente ao molibdênio, à razão de um átomo de tungstênio para dois átomos de molibdênio. Nesse caso, o limite máximo de 3% se aplica à soma Mo + (W/2).

Como já foi dito, de preferência, os teores de cromo e molibdênio devem permitir obter um índice de picadura de pelo menos 16,5.

O níquel é indispensável ao aço para exercer três funções essenciais:

- estabilizar a fase austenítica em temperaturas de colocação em solução e eliminar qualquer traço de ferrita δ ; com essa finalidade, o aço da presente invenção deve comportar pelo menos 10% de níquel e de preferência pelo menos 10,5% a menos que um elemento gamagênico seja adicionado ao aço, por exemplo manganês; para uma adição de manganês que vai até 3%, pode-se diminuir o teor de níquel até 8%;

- favorecer a ductilidade do aço, em particular para os envelhecimentos em temperaturas superiores ou iguais a 500°C, pois ele provoca nesse caso a formação de uma pequena fração de austenita chamada de reversão, muito dúctil, finamente dispersada em todo o aço, entre as barras da martensita dura e frágil; todavia, esse efeito dúctil em detrimento do valor da resistência mecânica;

- participar diretamente do endurecimento do aço durante o envelhecimento por precipitação das fases: β -Ni Al e η -Ni₃Ti.

O teor de austenita dispersado no aço deve se limitar a 10%no máximo para conservar as altíssimas resistências mecânicas; o teor de níquel é, nessa perspectiva, no máximo de 14%; seu teor preferido entre 10,5 e 12,5% é finalmente ajustado precisamente por meio das duas relações descritas

anteriormente: $Cr_{eq} / Ni_{eq} \leq 1,05$; $M_s \geq 50^\circ C$.

O alumínio é um elemento necessário ao endurecimento do aço; os níveis de resistência máxima desejada ($R_m \geq 18000 MPa$) só são atingidos com uma adição de pelo menos 1% de alumínio, e preferencialmente de pelo menos 1,2%. O alumínio estabiliza fortemente a ferrita δ e o aço da presente invenção não pode comportar mais de 2% de alumínio sem o aparecimento dessa fase. Assim, o teor de alumínio está de preferência limitado a 1,6%, por precaução, de modo a levar em conta variações analíticas dos outros elementos que favorecem a ferrita, e que são principalmente o cromo, o molibdênio e o titânio.

O titânio, da mesma forma que o alumínio, é um elemento necessário ao endurecimento do aço. Ele permite seu endurecimento por precipitação da fase $\eta - Ni_3Ti$.

No aço maraging do tipo PM 13-8Mo e que contém mais de 1% Al, o aumento do valor de resistência mecânica R_m proporcionado pelo titânio é aproximadamente de 400 MPa por porcentagem de titânio.

No aço da presente invenção, que contém pelo menos 1% de alumínio, os elevadíssimos valores de resistência mecânica visados só são obtidos quando a soma $Al + Y_i$ for pelo menos igual a 2,25% em peso.

De outro lado, o titânio fixa de modo muito eficaz o carbono contido no aço em forma de carboneto TiC_1 , o que permite evitar os efeitos nocivos do carbono livre como indicado a seguir. Além disso, como a solubilidade do carboneto TiC é bastante baixa, é possível precipitar esse carboneto de forma homogênea no aço durante fases finais da transformação termomecânica em baixas temperaturas no domínio austenítico do aço; isso permite evitar a precipitação intergranular fragilizante do carboneto.

Para a obtenção ótima desses efeitos, o teor de titânio deve estar compreendido entre 0,5 e 1,5%, de preferência entre 0,75 e 1,25%.

O cobalto, em substituição ao níquel em proporção de 2% em peso de cobalto para 1% de níquel, é vantajoso pois ele permite estabilizar a austenita nas temperaturas de colocação em solução, permitindo ao mesmo tempo manter uma solidificação do aço da presente invenção, de acordo com o modo ferrítico desejado (ele estabiliza de modo muito pouco a austenita nas temperaturas de solidificação): nisso, o cobalto amplia o domínio das composições de acordo com a presente invenção tais como delimitadas pelas relações de ligação Cr eq e N eq. Além disso, ao mesmo tempo que estabiliza a estrutura austenítica nas temperaturas de colocação em solução, a substituição de 1% de níquel por 2% de cobalto permite levantar de modo bastante nítido o ponto Ms de início da transformação martensítica do aço, como se pode deduzir da fórmula de cálculo Ms.

Finalmente, o cobalto confere à estrutura martensítica maior capacidade de resposta ao endurecimento; todavia, o cobalto não participa diretamente do endurecimento por precipitação da fase β - NiAl e não tem o efeito de tornar o níquel mais dúctil. Pelo contrário, ele favorece a precipitação da fase fragilizante σ - FeCr em detrimento da fase μ -Fe₇Mo₆ que pode ter um efeito endurecedor.

Por esses dois motivos, a adição de cobalto está limitada a 2%, preferencialmente a 0,5% no domínio restrito em que todas as propriedades do aço da presente invenção podem ser adquiridas sem recorrer aos efeitos do cobalto.

O tungstênio pode ser adicionado em substituição ao molibdênio pois ele participa mais ativamente do endurecimento da solução sólida da martensita e é também suscetível de participar da precipitação do revenido da fase intermetálica de tipo μ - Fe₇ (Mo, W)₆. Pode-se adicionar até 1%, se a soma Mo + (W/2) não ultrapassar 3%.

Em geral, as pequenas quantidades de certos elementos ou de impurezas, metálicos, metalóides ou não metálicos, podem modificar

consideravelmente as propriedades de todas as ligas.

O fósforo tende a segregar nas juntas dos grãos, o que reduz a adesão dessas juntas e diminui a tenacidade e a ductilidade dos aços por fragilização intergranular. Um teor máximo de 0,02%, preferencialmente de
5 0,01% não deve ser ultrapassado no aço da presente invenção.

O enxofre é conhecido por induzir forte fragilização dos aços de alta resistência de várias maneiras como a segregação intergranular e a precipitação de inclusões de sulfetos: o objetivo é portanto minimizar ao máximo sua teor no aço, em função dos meios de elaboração disponíveis.
10 Teores muito baixos de enxofre são muito facilmente acessíveis nas matérias primas com os meios de afinagem clássico. É portanto simples atender à exigência do aço da presente invenção que especifica que as propriedades mecânicas requeridas exigem um teor de enxofre inferior a 0,0050%, preferencialmente inferior a 0,0010% e idealmente inferior a 0,0005%,
15 mediante uma escolha apropriada das matérias primas.

O teor de nitrogênio deve ser também mantido no mais baixo valor possível com os meios de elaboração disponíveis, de um lado para obter a melhor ductilidade do aço; e de outro lado para limitar a resistência em fadiga a mais elevada possível, em particular uma vez que o aço contém o elemento
20 titânio. De fato, em presença de titânio, o nitrogênio forma nitretos cúbicos TiN insolúveis que são extremamente nocivos por sua forma e suas propriedades físicas. Eles constituem iniciações sistemáticas de fissuração em fadiga.

Todavia, as concentrações de nitrogênio que são habitualmente obtidas com os métodos industrializados de elaboração sob vácuo continuam
25 relativamente elevadas, em particular em presença de adições de titânio.

Teores muito baixos de nitrogênio só podem ser obtidos com uma seleção cuidadosa de matérias primas, em particular de ferro-cromo com teores muito baixos de nitrogênio, o que é muito oneroso.

Geralmente, o método industrial de elaboração sob vácuo permite obter teores de nitrogênio residual compreendidos entre 0,0030 e 0,0100%, tipicamente centrados em 0,0050 – 0,0060% no caso do aço da presente invenção. A melhor solução para o aço a presente invenção é portanto buscar um teor residual de nitrogênio tão baixo contra possível, ou seja, inferior a 0,0060%.

Se necessário, e quando a aplicação exigir características excepcionais de resistência em fadiga, de tenacidade e/ou de ductilidade, pode-se buscar teores de nitrogênio inferiores a 0,0030% pela escolha de matérias primas e de métodos de elaboração específicos.

O carbono, comumente presente nos aços, é um elemento indesejável no aço da presente invenção por vários motivos:

- ele provoca a precipitação de carbonetos que reduzem a ductilidade e a tenacidade.

- ele fixa o cromo em forma do carboneto $M_{23}C_6$, facilmente solúvel e cuja precipitação durante diversos ciclos térmicos da fabricação se produz em parte nas juntas dos grãos cuja matriz circundante está também empobrecida em teor de cromo; esse mecanismo dá origem ao fenômeno muito nocivo e bem conhecido da corrosão intergranular,

- ele endurece a matriz martensítica no estado de colocação em solução e têmpera, o a torna mais frágil e em particular mais sensível às “fendas” (fissurações superficiais que aparecem durante a têmpera).

Por todos esses motivos, o teor máximo de carbono do aço da presente invenção está limitado a 0,025% no máximo, preferencialmente 0,0120% no máximo.

O cobre, que é um elemento encontrado de forma residual nas matérias primas comerciais, não deve estar presente em mais de 0,5% e preferencialmente recomenda-se um teor final de cobre inferior ou igual a 0,25% no aço da presente invenção. A presença de cobre em maior quantidade

poderia desequilibrar o comportamento global do aço: o cobre tende facilmente a deslocar o modo de solidificação para fora do domínio desejado, e abaixa inutilmente o ponto de transformação Ms.

5 O manganês e o silício estão comumente presentes nos aços, em particular porque são utilizados como desoxidantes do metal líquido durante as elaborações clássicas no forno em que o aço líquido está em contato com a atmosfera.

10 O manganês é também utilizado nos aços para fixar o enxofre livre, extremamente nocivo, em forma de sulfetos de manganês, menos nocivos. Como o aço da presente invenção compreende teores muito baixos de enxofre, e ele é elaborado sob vácuo, os elementos manganês e silício não são desse ponto de vista de qualquer utilidade, e seus teores podem se limitar ao das matérias primas.

15 De outro lado, esses dois elementos abaixam o ponto de transformação Ms, o que reduz na mesma proporção às concentrações toleráveis dos elementos favoráveis às propriedades mecânicas e anticorrosão (Ni, Mo, Cr) para manter Ms em um nível suficientemente elevado, como é possível deduzir da relação entre Ms e a composição química.

20 O teor de silício deve portanto ser mantido a no máximo 0,25%, de preferência a no máximo 0,10%. O teor de manganês pode também ser mantido nesses mesmos limites.

25 Todavia, pode-se também considerar atuar sobre o teor de manganês do aço da presente invenção para ajustar o compromisso entre uma resistência elevada à tração e uma tenacidade elevada que é desejável obter para as aplicações consideradas. O manganês amplia o anel austenítico, em particular abaixa a temperatura Ac1 quase tanto quanto o níquel. Como, além disso, ele tem um efeito menor de abaixamento de Ms que o níquel, pode ser vantajoso substituir uma parte do níquel por manganês para evitar a presença

de ferrita δ e ajudar a formar austenita de reversão durante o envelhecimento de endurecimento. Essa substituição deve, evidentemente, ser feita de acordo com as condições Cr eq / Ni eq e Ms tais como vistas acima. O teor máximo de Mn pode ser assim levado até 3%. No caso de um teor elevado de manganês, o modo de elaboração do aço deve ser adaptado para que esse teor seja bem controlado. Em particular, poderá ser preferível não efetuar o tratamento sob vácuo posteriormente à adição de manganês, e esse elemento tende a se evaporar sob pressão reduzida.

O oxigênio presente no aço da presente invenção forma óxidos nefastos para a ductilidade e a resistência em fadiga. Por esse motivo, é preciso conter sua concentração no valor mais baixo possível, ou seja, no máximo 0,0050%, preferencialmente abaixo de 0,0020%, o que permitem os meios industriais de elaboração sob vácuo.

Os elementos que não foram citados só estão eventualmente presentes como impurezas que resultam da elaboração.

Os teores dados como preferenciais para os diversos elementos são independentes uns dos outros.

Tipicamente, o aço da presente invenção é elaborado sob vácuo de acordo com as práticas industriais tradicionais por meio, por exemplo, de um forno de indução sob vácuo ou de acordo com uma fase dupla de elaboração sob vácuo, por exemplo por elaboração e moldagem em um forno sob vácuo de um primeiro eletrodo, às quais se seguem pelo menos uma operação de refusão sob vácuo desse eletrodo para obter um lingote final. Em caso de adição voluntária de manganês, a elaboração de um lingote pode compreender uma fase de elaboração sob vácuo de um eletrodo em um forno de indução seguido de uma fase de refusão de acordo com o processo de refusão sob escória (ESR); os diferentes métodos de refusão ESR ou VAR (refusão ao arco sob vácuo) podem ser combinados.

Os processos de transformação termomecânica de alta

temperatura, por exemplo o forjamento ou a laminação permitem uma enformação fácil dos lingotes moldados, em condições habituais. Esses processos permitem a obtenção de quaisquer tipos de semiprodutos com o aço da presente invenção (pratos, barras, blocos, peças forjadas ou matriciadas).

5 Uma boa homogeneidade estrutural nos semiprodutos é, de preferência, assegurada por meio de um tratamento térmico de homogeneização entre 1200 e 1300°C, praticado antes e/ou durante a gama de transformações termomecânicas a quente, mas depois da última transformação a quente a fim de evitar que os tratamentos ulteriores ocorram em
10 semiprodutos com tamanho de grão muito grandes

Quando as operações de transformação termomecânica a quente estiverem terminados, os produtos são então postos em solução a uma temperatura compreendida entre 850 e 950°C, e as peças são resfriadas a seguir rapidamente até uma temperatura final inferior ou igual
15 a -75°C, sem interrupção abaixo do ponto de transformação Ms, eventualmente colocando um estágio de têmpera isotérmica acima de Ms. Como o ponto Ms é pouco elevado, pode-se facilmente fazer têmperas com óleo quente a $T \geq Ms$. Isso permite equalizar a temperatura em peças maciça e, principalmente, evitar as fendas de têmpera na transformação
20 martensítica diferencial entre a superfície das peças maciças e o núcleo quente das peças. Além disso, partindo de uma peça equalizada a uma temperatura superior a Ms, a transformação martensítica durante a passagem criogênica se produz de modo contínuo. Tipicamente, a temperatura é da ordem de -80°C quando essa têmpera é efetuada em
25 neve carbônica. A manutenção em baixa temperatura dura um tempo suficiente para assegurar um resfriamento completo em toda a espessura das peças. Ele dura tipicamente pelo menos 4 horas a -80°C.

Após retorno à temperatura ambiente, o metal, constituído de

uma martensita dúctil e de baixa dureza, pode eventualmente enformada a frio, novamente colocada em solução para atingir propriedades homogêneas.

As propriedades finais do aço são finalmente obtidas por um
5 revenido de envelhecimento em temperaturas compreendidas entre 450 e 600°C para uma dureza de manutenção isotérmica compreendida entre 4 e 32 horas, em função das características desejadas. De fato, os pares das variáveis tempo e temperatura de envelhecimento são escolhidos de acordo com os critérios indicados a seguir no domínio 450-600°C:

10 - a resistência máxima atingida diminui quando a temperatura de envelhecimento aumenta mas, reciprocamente, os valores de ductilidade e de tenacidade aumentam,

- o tempo de duração do envelhecimento necessário para provocar o endurecimento aumenta quando a temperatura diminui.

15 - em cada nível de temperatura, a resistência passa por um máximo por um tempo de duração determinado, que é denominado "pico de endurecimento",

- para cada nível de resistência visado, que pode ser atingido por vários pares de variáveis tempo e temperatura de envelhecimento, existe um
20 único par tempo/temperatura que confere o melhor compromisso resistência/ductilidade ao aço da presente invenção. Essas condições ótimas correspondem a um início de sobre-envelhecimento da estrutura, obtidas quando se vai além do "pico de endurecimento" definido acima.

Vão ser descritos agora exemplos de aços de acordo com a
25 presente invenção e processos de acordo com a presente invenção que lhes são aplicados, bem como exemplos de diferença para comparação dos resultados obtidos.

A tabela 1 reúne as composições dos aços testados.

TABELA 1: COMPOSIÇÃO DOS ÁCIDOS TESTADOS

	Referências						Presente Invenção					
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J		
C%	0,0080	0,0040	0,013	<0,0020	0,0091	0,0028	0,0120	0,0120	0,0044	0,0024		
Si%	0,0073	<0,030	<0,030	<0,030	0,021	0,038	0,036	0,038	<0,03	<0,033		
Mn%	<0,030	<0,030	<0,030	<0,030	<0,050	0,016	0,019	0,023	<0,03	<0,030		
Ni%	10,71	10,96	10,46	11,83	11,16	10,58	10,85	11,84	10,95	12,47		
Cr%	11,53	11,44	10,75	11,63	11,36	11,40	10,89	9,00	10,35	10,00		
Mo%	2,01	2,00	3,48	2,34	1,94	1,98	2,45	2,96	2,85	2,00		
Al%	1,60	1,43	1,21	1,55	1,35	1,38	1,41	1,41	1,33	1,41		
Ti%	0,322	0,605	0,321	1,00	1,03	0,961	1,02	0,842	1,22	1,09		
W%	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020		
N%	0,0012	0,0027	0,0084	0,0026	0,0056	0,0064	0,0032	0,0029	0,0007	0,0007		
Co%	≤0,05	≤0,05	≤0,05	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	0,103	0,038		
Cu%	≤0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020		
S%	0,00027	0,0007	0,0007	0,0002	0,0004	0,0009	0,0006	0,0006	0,0001	0,0001		
O%	-	-	-	0,0004	0,0012	0,0014	0,0009	0,0008	-	0,0005		
Ti%+Al%	1,922	2,035	1,531	2,55	2,38	2,341	2,43	2,252	2,55	2,50		
Ms	113	102	111	32	97	131	124	123	127	75		
Cr eq / Ni eq	1,06	1,01	0,99	1,01	0,98	1,05	1,02	0,87	1,01	0,85		

As amostras de referência possuem composições que deferem da presente invenção essencialmente por seu teor de titânio muito baixas (A e C) e/ou pelo fato de sua soma Ti + Al muito baixa (A, B, C) ou em seu ponto Ms muito baixo, pois inferior a 50°C (D). A amostra C apresenta ainda um teor

5 demasiadamente elevado de molibdênio.

Essas amostras foram obtidas por elaboração de um eletrodo de 1t (amostras A, D, I e J) ou 200 kg (os outros) em um forno sob vácuo, eletrodo que foi depois refundido em um forno de eletrodo consumível, e foram submetidos aos tratamentos termomecânicos indicados a seguir:

- 10 - homogeneização durante 24 horas a 1250°C;
- forjamento em sua saída de forno com redução de espessura superior ou igual a 4;
- forjamento de acabamento com uma taxa de soldagem de pelo menos 2 após aquecimento a 950°C
- 15 - colocação em solução em temperaturas de 900°C aproximadamente durante 2 horas, seguida de uma têmpera em água e de um tratamento criogênico a -80°C em neve carbônica durante 8 horas (exceto para a amostra I em que colocação em solução foi efetuada a 950°C durante 1 hora e 30 minutos),
- revenido de envelhecimento a 510°C durante 8 horas.

20 As principais características estruturais e mecânicas das amostras estão reunidas na tabela 2.

TABELA 2: CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E MECÂNICAS DOS AÇOS TESTADOS

	Referências				Presente Invenção					
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J
Rm (MPa)	1778	1815	1690	1671	1888	1986	1920	1908	1947	1842
Rp 0,2 (MPa)	1667	1710	1595	1439	1763	1800	1822	1795	1895	1661

	Referências				Presente Invenção					
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J
Z (%)	59	61	61	61	53	56	53	55	50	51
KV (J)	15	14	35	20	9/13	6/7	8/9	8/8	6	-
A (%)	10,9	10,7	10,7	11,5	9,5	9,1	9,2	9,4	9,1	11,7
K _{1C} (T-L) (MPa √m)	85	70	101	-	-	-	46	-	-	76

Os aços de acordo com a presente invenção permitem portanto:

- obter os níveis visados de resistência à ruptura R_m de mais de 1800 MPa, bem como um limite elástico R_{p0,2} elevado;

5 - manter uma ductilidade que não é muito degradada em relação aos aços de referência.

Ácido de referência D, cujo fator Ms não corresponde à presente invenção e não atende o nível de endurecimento desejado, ao passo que a soma Al + Ti satisfaz bem à condição $Al + Ti \geq 2,25$. De fato, ele contém 16% de austenita residual depois do tratamento criogênico.

10 Entre os aços da presente invenção, pode-se distinguir duas categorias:

- os que possuem uma resistência à corrosão superior (cromo e molibdênio elevado), mas que possuem grande fragilidade pois seu teor de níquel é necessariamente mais baixo quando se deseja respeitar a condição em Ms: E, F, G, I pertencem a essa categoria;

15 - os que oferecem melhor ductilidade que os anteriores pois seu teor de níquel é elevado, mas cuja resistência à corrosão é menor pois seus teores de cromo e molibdênio são necessariamente limitados para que a condição em Ms seja respeitada: J pertence a essa categoria.

REIVINDICAÇÕES

1. AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO, caracterizado pelo fato de que sua composição é, em porcentagens ponderais:

- $9\% \leq \text{Cr} \leq 13\%$

5 - $1,5\% \leq \text{Mo} \leq 3\%$

- $8\% \leq \text{Ni} \leq 14\%$

- $1\% \leq \text{Al} \leq 2\%$

- $0,5\% \leq \text{Ti} \leq 1,5\%$ com $\text{Al} + \text{Ti} \geq 2,25\%$

- traços $\leq \text{Co} \leq 2\%$

10 - traços $\leq \text{W} \leq 1\%$ com $\text{Mo} + (\text{W}/2) \leq 3\%$

- traços $\leq \text{P} \leq 0,02\%$

- traços $\leq \text{S} \leq 0,0050\%$

- traços $\leq \text{N} \leq 0,0060\%$

- traços $\leq \text{C} \leq 0,025\%$

15 - traços $\leq \text{Cu} \leq 0,5\%$

- traços $\leq \text{Mn} \leq 3\%$

- traços $\leq \text{Si} \leq 0,25\%$

- traços $\leq \text{O} \leq 0,0050\%$

e é tal que:

20 ● $M_s (\text{°C}) = 1302 - 42\text{Cr} - 63\text{Ni} - 30\text{Mo} + 20\text{Al} - 15\text{W} -$

$33\text{Mn} - 28\text{Si} - 30\text{Cu} - 13\text{Co} + 10\text{Ti} \geq 50$

● $\text{Cr eq} / \text{Ni eq} \leq 1,05$

com $\text{Cr eq} (\%) = \text{Cr} + 2\text{Si} + \text{Mo} + 1,5\text{Ti} + 5,5\text{Al} + 0,6\text{W}$

$\text{Ni eq} (\%) = 2\text{Ni} + 0,5\text{Mn} + 30\text{C} + 25\text{N} + \text{Co} + 0,3\text{Cu}$.

25 2. AÇO, de acordo com a reivindicação 1, caracterizado pelo fato de que $10\% \leq \text{Cr} \leq 11,75\%$.

3. AÇO, de acordo com a reivindicação 1 ou 2, caracterizado pelo fato de que $2\% \leq \text{Mo} \leq 3\%$.

4. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 3, caracterizado pelo fato de que $10,5\% \leq Ni \leq 14\%$

5. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 4, caracterizado pelo fato de que $10,5\% \leq Ni \leq 12,5\%$

5 6. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 5, caracterizado pelo fato de que $1,2\% \leq Al \leq 1,6\%$

7. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 6, caracterizado pelo fato de que $0,75\% \leq Ti \leq 1,25\%$

10 8. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 7, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq Co \leq 0,5\%$.

9. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 8, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq P \leq 0,01\%$.

10. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 9, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq S \leq 0,0010\%$.

15 11. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 10, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq S \leq 0,0005\%$.

12. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 11, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq N \leq 0,0030\%$.

20 13. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 12, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq C \leq 0,0120\%$.

14. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 13, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq Cu \leq 0,25\%$.

15. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 14, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq Si \leq 0,25\%$.

25 16. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 15, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq Si \leq 0,10\%$.

17. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 16, caracterizado pelo fato de que $\text{traços} \leq Mn \leq 0,25\%$.

18. AÇO, de acordo a reivindicação 17, caracterizado pelo fato de que traços $\leq \text{Mn} \leq 0,10\%$.

19. AÇO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 18, caracterizado pelo fato de que traços $\leq \text{O} \leq 0,0020\%$.

5 20. PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA PEÇA MECÂNICA DE AÇO com resistência mecânica e resistência à corrosão elevadas, caracterizado pelo fato de que:

10 - se elabora um semiproduto para a preparação seguida da transformação a quente de um lingote da composição conforme descrita em uma das reivindicações 1 a 19;

15 - se executa um tratamento térmico de colocação em solução do referido semiproduto entre 850 e 950°C, imediatamente seguido de um tratamento criogênico de resfriamento rápido até uma temperatura inferior ou igual a -75°C sem interrupção abaixo do ponto de transformação Ms e durante um tempo suficiente para assegurar um resfriamento completo em toda a espessura da peça;

- se executa um revenido de envelhecimento entre 450 e 600°C para um tempo de manutenção isotérmica de 4 a 32 horas.

20 21. PROCESSO, de acordo com a reivindicação 20, caracterizado pelo fato de que o referido tratamento criogênico é uma têmpera em neve carbônica.

22. PROCESSO, de acordo com a reivindicação 20 ou 21, caracterizado pelo fato de que o referido tratamento criogênico é efetuado sob uma temperatura de -80°C durante pelo menos 4 horas.

25 23. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 20 a 22, caracterizado pelo fato de que, entre o referido tratamento de colocação em solução e o referido tratamento criogênico, procede-se a uma têmpera isotérmica a uma temperatura superior ao ponto de transformação Ms.

24. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 20 a 23, caracterizado pelo fato de que depois do tratamento criogênico e antes do revenido de envelhecimento, procede-se a enformação a frio e um tratamento térmico de colocação em solução.

5 25. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 21 a 24, caracterizado pelo fato de que se executa pelo menos um tratamento térmico de homogeneização entre 1200 e 1300 °C durante pelo menos 24 horas em um lingote ou durante suas transformações a quente em um semiproduto, mas antes da última dessas transformações a quente.

10 26. PEÇA MECÂNICA DE AÇO com resistência à corrosão e resistência mecânica elevadas, caracterizada pelo fato de que é obtida pelo processo conforme descrito em uma das reivindicações 20 a 25.

15 27. PEÇA MECÂNICA, de acordo com a reivindicação 26, caracterizada pelo fato de que se refere a uma caixa de trem de pouso de aeronave.

RESUMO**“AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO, PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE
UMA PEÇA MECÂNICA E PEÇA MECÂNICA DE AÇO”**

A presente invenção se refere a um aço inoxidável martensítico,
5 caracterizado pelo fato de sua composição ser, em porcentagens ponderais
como segue: - $9\% \leq Cr \leq 13\%$; $1,5\% \leq Mo \leq 3\%$; $8\% \leq Ni \leq 14\%$; $1\% \leq Al \leq 2\%$;
 $0,5\% \leq Ti \leq 1,5\%$ com $Al + Ti \geq 2,25\%$; traços $\leq Co \leq 2\%$; traços $\leq W \leq 1\%$ com
 $Mo + (W/2) \leq 3\%$; traços $\leq P \leq 0,02\%$; traços $\leq S \leq 0,0050\%$; traços $\leq N \leq$
10 $0,0060\%$; traços $\leq C \leq 0,025\%$; traços $\leq Cu \leq 0,5\%$; traços $\leq Mn \leq 3\%$; traços
 $\leq Si \leq 0,25\%$; traços $\leq O \leq 0,0050\%$; e é tal que: ● $Ms (^{\circ}C) = 1302 - 42Cr -$
 $63Ni - 30Mo + 20Al - 15W - 33mn - 28Si - 30Cu - 13Co + 10Ti \geq 50$ ● Cr_{eq}
 $/ Ni_{eq} \leq 1,05$ com $Cr_{eq} (\%) = Cr + Mo + 5Ti + 5,5Al + 0,6W$ $Ni_{eq} (\%) = 2Ni +$
 $0,5Mn + 30C + 25N + Co + 0,3Cu$. A presente invenção se refere também a um
15 obtida por tal processo.