



REPÚBLICA FEDERATIVA DO BRASIL

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



CARTA PATENTE N.º PI 0607042-6

Patente de Invenção

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

(21) Número do Depósito : PI 0607042-6

(22) Data do Depósito : 09/11/2006

(43) Data da Publicação do Pedido : 15/05/2008

(51) Classificação Internacional : C22C 38/00; C22C 38/58

(54) Título : AÇO PARA MOLA DE ALTA RESISTÊNCIA

(73) Titular : NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION, Sociedade Japonesa. Endereço: 6-1, Marunouchi 2-Chome, Chiyoda-Ku, Tokyo 100-8071, Japão (JP).

(72) Inventor : HIROSHI HAGIWARA. Endereço: A/C NIPPON STEEL CORPORATION, 6-3, OTEMACHI 2-CHOME, CHIYODA-KU, TOKYO 1008071, Japão. Cidadania: Japonesa.; TAKASHI FUJITA. Endereço: A/C Nippon Steel Corporation Muroran Works, 12 Nakamachi, Muroran-Shi, Hokkaido 0500087, Japão. Cidadania: Japonesa.; MASAYUKI HASHIMURA. Endereço: A/C Nippon Steel Corporation Muroran Works, 12 Nakamachi, Muroran-Shi, Hokkaido 0500087, Japão. Cidadania: Japonesa.; TAKAYUKI KISU. Endereço: A/C Nippon Steel Corporation Muroran Works, 12 Nakamachi, Muroran-Shi, Hokkaido 0500087, Japão. Cidadania: Japonesa.; KOUICHI YAMAZAKI. Endereço: A/C Nippon Steel Corporation Muroran Works, 12 Nakamachi, Muroran-Shi, Hokkaido 0500087, Japão. Cidadania: Japonesa.; TATSURO OCHI. Endereço: a/c Nippon Steel Corporation Muroran Works, 12, Nakamachi, Muroran-shi, Hokkaido 0500087, Japão. Cidadania: Japonesa.

Prazo de Validade : 20 (vinte) anos contados a partir de 09/11/2006, observadas as condições legais.

Expedida em : 19 de Agosto de 2014.

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



Relatório Descritivo da Patente de Invenção para **"AÇO PARA MOLA DE ALTA RESISTÊNCIA"**.

Campo Técnico

[001] A presente invenção refere-se a aço para mola que é enro-
5 lado a frio e apresenta uma alta resistência e alta tenacidade e a fio de
aço tratado termicamente para uma mola.

Antecedentes da Técnica

[002] Devido às tendências de redução de peso e aumento de
desempenho dos automóveis, as molas foram reforçadas e aço de alta
10 resistência apresentando uma resistência à tração de mais de 1500
MPa após o tratamento térmico tem sido aplicado às molas. Recente-
mente, o fio de aço tendo uma resistência à tração acima de 1900
MPa também tem sido exigido. A finalidade é garantir uma dureza de
material que não cause problemas quando o material é utilizado como
15 mola apesar de o material amaciar até determinado ponto pelo aque-
cimento no recozimento de redução de tensão, nitretação, e similar
durante a produção da mola.

[003] Adicionalmente, por nitretação e jato-percussão (shot-
peening), sabe-se que a dureza da camada de superfície aumenta e a
20 resistência à fadiga da mola é aperfeiçoada de forma impressionante,
mas as características da mola não são decididas pela dureza da ca-
mada de superfície. Ao invés disso, a resistência e dureza internas do
material de mola tem grandes efeitos. Portanto, é importante se de-
terminar a composição química que permita que a dureza interna seja
25 mantida em níveis extremamente altos.

[004] Como um meio de se alcançar isso, existe uma invenção
que adiciona V, Nb, Mo e outros elementos para formar carbetos finos
que dissolvem mediante têmpera e precipitam mediante revenido e a
utilização dos mesmos para se restringir o movimento de discordância
30 e, dessa forma, aperfeiçoar a resistência de assentamento (por exem-

plo, ver publicação da patente japonesa (A) N°. S57 -32353).

[005] Por outro lado, o método de produção de uma mola helicoidal feita de aço inclui o aquecimento durante o enrolamento a quente do aço na região de austenita para fins de enrolamento, em seguida, o
5 resfriamento e revenido da mesma e o enrolamento a frio de um fio de aço de alta resistência constituído de aço temperado e revenido antecipadamente. No enrolamento a frio, têmpera com óleo, tratamento de alta frequência, etc. permitindo o aquecimento rápido e o esfriamento rápido durante a produção do fio de aço, podem ser utilizados, de forma
10 ma que seja possível se reduzir o tamanho de grão da austenita anterior do material de mola e, como resultado disso, produzir uma mola excelente em termos de propriedade de ruptura. Adicionalmente, esse método tem a vantagem de o forno de aquecimento e outro equipamento na fabricação da mola poder ser simplificados, de forma que
15 leve a uma redução do custo de equipamento para os fabricantes de molas. O enrolamento a frio das molas tem sido, portanto, alterado durante os últimos anos. Em molas de suspensão, também, enquanto um diâmetro grande do fio de aço é utilizado em comparação com as molas de válvula, o enrolamento a frio é introduzido devido à vantagem
20 citada acima.

[006] No entanto, se o fio de aço para um enrolamento a frio aumentar em termos de resistência, o mesmo frequentemente se romperá durante o enrolamento a frio e não poderá ser formado em um formato de mola. Até agora, tanto a resistência quanto à capacidade de
25 trabalho (enrolamento) não podiam ser obtidas simultaneamente, de forma que a resistência e a capacidade de trabalho tinham que ser obtidas pelo que pode ser considerado técnicas industrialmente desvantajosas de enrolamento a quente, ou têmpera e revenido após o enrolamento a quente.

30 [007] Adicionalmente, quando do enrolamento a frio de um fio de

5 aço tratado termicamente de alta resistência e nitretação do mesmo para garantir a resistência, tem sido considerado eficaz se adicionar grandes quantidades de V, Nb e outros elementos de liga fazendo com que os carbeto se precipitem no aço. No entanto, se a adição de uma grande quantidade de tais elementos for realizada, o mesmo não será capaz de dissolver por aquecimento do revenido e crescerá para grãos grandes resultando nos chamados carbeto não dissolvidos, causando a ruptura no momento do enrolamento a frio. Devido a esse fato, a tecnologia que focaliza os carbeto não dissolvidos também é examinada.

10 [008] Existe uma invenção que tem por objeto o aperfeiçoamento do desempenho não apenas de tais elementos de liga, mas também do controle dos carbeto com base na cementita presente em grandes quantidades de aço (por exemplo, ver publicação da patente japonesa (A) N°. 2002-180198).

Descrição da Invenção

15 [009] A presente invenção tem por função fornecer um fio de aço tratado termicamente para uma mola com uma alta resistência de 2000 MPa ou mais, que é enrolada em um estado frio e pode alcançar tanto a resistência suficiente na atmosfera quanto à capacidade de enrolamento, e o aço para mola utilizado para esse fio de aço.

20 [0010] Os inventores revelaram que pelo controle de N, que não era o foco até agora, mesmo com a adição de elementos de liga, é possível se suprimir a formação de carbeto não dissolvidos e é possível se garantir a tenacidade e capacidade de trabalho e, dessa forma, se desenvolver um fio de aço tratado termicamente para uma mola alcançando tanto uma alta resistência quanto a capacidade de enrolamento. Isso é, o ponto decisivo da presente invenção é como se segue.

30 [0011] Aço para mola de alta resistência caracterizado pelo fato de

compreender, por % de massa, C: 0,5 a 0,9%; Si: 1,0 a 3,0%, Mn: 0,1 a 1,5%; Cr: 1,0 a 2,5%; V: acima de 0,15 a 1,0%; e Al: 0,005% ou menos, controlando N para 0,007% ou menos, Nb: 0,001 a menos de 0,01% e Ti: 0,001 a menos de 0,005%, e possuindo um equilíbrio de Fe e impurezas inevitáveis.

[0012] Aço para mola de alta resistência de acordo com (1) caracterizado pelo fato de conter adicionalmente um ou dois dentre W: 0,05 a 0,5%; e Mo: 0,05 a 0,5%.

[0013] Aço para mola de alta resistência de acordo com (1) ou (2) caracterizado pelo fato de conter adicionalmente, por % de massa, um ou dois ou mais dentre Ni: 0,05 a 3,0%, Cu: 0,05 a 0,5%, Co: 0,05 a 3,0% e B: 0,0005 a 0,006%.

[0014] Aço para mola de alta resistência de acordo com qualquer um de (1) a (3), caracterizado pelo fato de conter adicionalmente, por % de massa, um ou dois ou mais dentre Te: 0,0002 a 0,01%, Sb: 0,0002 a 0,01%, Mg: 0,0001 a 0,0005%, Zr: 0,0001 a 0,0005%, Ca: 0,0002 a 0,01% e Hf: 0,0002 a 0,01%.

[0015] Fio de aço tratado termicamente de alta resistência para uma mola, caracterizado pelo fato de possuir composições de aço de acordo com qualquer uma de (1) a (4) possuindo uma resistência à tração de 2000 MPa ou mais, possuindo carbeto esféricos com base em cementita e carbeto esféricos com base em liga em um campo visual microscópico satisfazendo

[0016] uma percentagem de área de carbeto com um círculo de diâmetro equivalente a $0,2\mu\text{m}$ ou mais de 7% ou menos e

[0017] uma densidade de carbeto com um círculo de diâmetro equivalente a 1 grão/ μm^2 ou menos,

[0018] possuindo um número e tamanho de grão de austenita de N° 10 ou mais, e

[0019] possuindo austenita retido de 15% de massa ou menos.

Breve Descrição dos Desenhos

[0020] A figura 1 é uma vista explicando o efeito da adição de Nb quando da redução de N (relação de temperatura de revenido e valor de impacto Charpy).

- 5 [0021] A figura 2(a) é uma vista ilustrando um exemplo da observação de carbeto não dissolvidos por um microscópio eletrônico de varredura. (b) é uma vista ilustrando um exemplo da análise de elementos por raios X dos carbeto não dissolvidos com base em liga e (c) é uma vista ilustrando um exemplo da análise de elementos por raios X dos carbeto não dissolvidos com base em cementita Y.
- 10

Melhor Forma da Realização da Invenção

- [0022] Determinou-se os ingredientes químicos para se obter uma alta resistência e controlar o formato dos carbeto no aço por tratamento térmico, de forma a garantir uma propriedade de enrolamento suficiente para produzir uma mola em um fio de aço e dessa forma alcançar a presente invenção.
- 15

[0023] Os detalhes serão explicados abaixo. Primeiro, as razões da limitação das composições químicas e da faixa de composições do aço para mola de alta resistência serão explicadas.

- 20 [0024] C é um elemento que afeta muito a resistência básica de um material de aço e é configurado para 0,5 a 0,9%, de forma a obter uma resistência mais suficiente do que no passado. Se for inferior a 0,5%, uma resistência suficiente não poderá ser alcançada. Em particular, mesmo quando se omite a nitretação para o aperfeiçoamento do desempenho da mola, 0,5% ou mais de C é necessário para se garantir uma resistência suficiente da mola. Se mais de 0,9%, um hiper eutóide substancial aparece, e uma grande quantidade de cementita bruta é precipitada, portanto, a tenacidade é reduzida de forma perceptível. Adicionalmente, a relação com a microestrutura também é próxima.
- 25
- 30
- ma. Se menos de 0,5%, o número de carbeto é pequeno, de forma

que as regiões onde a distribuição de carbeto é localmente menor do que outras partes (doravante descritas como "regiões pobres em carbeto") aumentam facilmente e a resistência e tenacidade suficientes ou capacidade de enrolamento (ductibilidade) são difíceis de se obter.

- 5 Portanto, preferivelmente, é 0,55% ou mais, do ponto de vista do equilíbrio entre resistência e enrolamento, mais preferivelmente 0,6% ou mais.

- [0025] Por outro lado, quando a quantidade de C é muito grande, os carbetos com base em liga e com base em cementita tendem a se-
10 rem difíceis de se dissolver pelo calor durante o resfriamento. Quando a temperatura de aquecimento no tratamento térmico é alta ou quando o tempo de tratamento é curto, a resistência e capacidade de enrolamento são frequentemente insuficientes. Adicionalmente, os carbetos não dissolvidos também afetam as regiões pobres em carbeto. Se C
15 no aço formar carbetos não dissolvidos, então C na matriz é reduzido, de forma explicada anteriormente, a razão de área das regiões pobres em carbeto algumas vezes aumentando. Adicionalmente, se a quantidade de C aumentar, a forma de martensita durante o revenido se torna a martensita em ripa geral no aço de carbono médio, enquanto
20 quando a quantidade de C for grande, sabe-se que a forma muda para martensita lenticular. Como resultado de P&D, revelou-se que a distribuição de carbeto da estrutura de martensita revenida formada por revenimento, a martensita lenticular é inferior em termos de densidade de carbeto em comparação com o caso de revenido de martensita em
25 ripas. Consequentemente, pelo aumento da quantidade de C, o aumento de martensita lenticular e de carbetos não dissolvidos algumas vezes faz com que as regiões pobres em carbetos aumentem. Por essa razão, é preferivelmente de 0,7% ou menos. Mais preferivelmente, com 0,65% ou menos, é possível se reduzir de forma relativamente
30 fácil as regiões pobres em carbeto.

[0026] Si é um elemento necessário para a garantia da resistência, dureza e resistência ao assentamento de uma mola. Se a quantidade for baixa, a resistência e a resistência ao assentamento necessárias serão insuficientes, portanto, 1,0% é o limite inferior. Adicionalmente,

5 Si tem o efeito de tornar esféricos e refinar os precipitados de carbeto do limite de grão. Pela adição ativa do mesmo, há o efeito de redução do percentual de área limite do grão dos precipitados limítrofes de grão. No entanto, quando a adição é de uma quantidade muito grande, o material não apenas endurece, mas também se torna quebradiço.

10 Portanto, 3,0% é determinado como um limite superior para evitar tornar o material quebradiço após a têmpera e revenido. Adicionalmente, Si é um elemento que contribui para a resistência ao amaciamento durante o revenido. Para se preparar uma haste de fio de alta resistência, é preferível se adicionar uma grande quantidade até determinado pon-

15 to. Especificamente, é preferível se adicionar 2% ou mais. Por outro lado, para se obter uma capacidade de enrolamento estável, é preferível se adicionar 2,6%.

[0027] Mn é utilizado para desoxidação e para fixação de S no aço como MnS, para aumentar o resfriamento, e para obter de forma suficiente o endurecimento após o tratamento térmico. 0,1% é determinado como o limite inferior a fim de garantir essa estabilidade. Adicionalmente, o limite superior é determinado em 2,0% a fim de evitar tornar o material quebradiço em decorrência de Mn. Adicionalmente, para se alcançar de forma simultânea a resistência e a capacidade de enrolamento,

20 é preferível se adicionar 0,3 a 1%. Adicionalmente, quando a prioridade é o enrolamento, deve-se adicionar 1,0% ou menos.

[0028] Cr é um elemento eficaz para aperfeiçoar o resfriamento e a resistência ao amaciamento durante o revenimento. Adicionalmente, é um elemento eficaz não apenas para garantir a dureza durante o revenimento, mas também para aumentar a dureza da camada de su-

30

perfície após nitretação e a profundidade da camada endurecida durante a nitretação tal como observado em molas de válvula de alta resistência recentes. No entanto, se a quantidade adicionada for grande, não apenas um custo maior é incorrido, mas também a cementita observada após a têmpera e revenido aumenta. Adicionalmente, tem o efeito de estabilização e aumento dos carbetos com base em liga. Como resultado disso, a haste do fio se torna quebradiça, de forma que também ocorre o efeito negativo de a haste se romper com facilidade durante o enrolamento. Consequentemente, quando da adição de Cr, se 0,1% ou mais, o efeito não é claro. Adicionalmente, 2,5%, nível no qual a capacidade de rompimento se torna observável, foi considerado o limite superior. No entanto, na presente invenção, os carbetos são finamente controlados pelo assentamento de N, de forma que uma quantidade grande de Cr possa ser adicionada, portanto, a quantidade adicionada foi tal que fornecesse uma alta resistência. Adicionalmente, quando da realização de nitretação, a adição de Cr permite que a camada endurecida obtida pelo nitretação seja mais profunda. Devido a esse fato, a adição de 1,1% ou mais é preferível. Adicionalmente, para se tornar a haste adequada para nitretação para uma mola de alta resistência sem precedentes, a adição de 1,2% ou mais é preferível.

[0029] Cr bloqueia a dissolução de cementita por aquecimento, de forma que, particularmente, se $C > 0,55\%$, isso é, a quantidade de C for grande, a supressão da quantidade de Cr permite que a formação de carbetos brutos seja suprimida e permite tanto a resistência quanto a capacidade de enrolamento facilmente alcançáveis. Portanto, preferivelmente, a quantidade adicionada é de 2,0% ou menos. Mais preferivelmente, é de 1,7% ou menos.

[0030] Dessa forma V pode ser utilizado para o endurecimento do fio de aço na temperatura de revenido e o endurecimento da camada

de superfície durante a nitretação devido à precipitação secundária e o endurecimento da precipitação e endurecimento dos carbeto durante o revenimento. Adicionalmente, é eficaz para a supressão do aumento do tamanho de grão de austenita devido à formação de azotetos, carbeto, e carboazotetos. A adição é, portanto, preferível. No entanto, até agora, visto que os azotetos, carbeto e carboazotetos de V são formados até mesmo no ponto de temperatura de formação de austenita A_3 do aço, quando suficientemente dissolvidos, os mesmos permanecem facilmente como carbeto não dissolvidos (azotetos). Os carbeto não dissolvidos não apenas se tornam a causa da ruptura durante o enrolamento da mola, mas também "consomem de forma desperdiçada o V". Reduzem o efeito do aperfeiçoamento da resistência ao amaciamento por revenimento e o endurecimento da precipitação secundária pelo V adicionado e reduzem o desempenho da mola. Portanto, até agora, foi industrialmente considerado que 0,15% ou menos é preferível. No entanto, na presente invenção, o controle da quantidade de N permite a formação de azotetos, carbeto e carboazotetos com base em V no ponto de temperatura de formação de austenita A_3 , ou mais, a ser suprimido, de forma que seja possível se adicionar uma quantidade maior de V por essa quantidade. A quantidade adicionada de V foi, portanto, acima de 0,15% a 1,0%. Se a quantidade adicionada for de 0,15% ou menos, existe pouco efeito de adição de V tal como o aperfeiçoamento da dureza da camada nitretada e o aumento da profundidade da camada nitretada e um limite de fadiga suficiente (durabilidade) do aço convencional, ou mais, não podem ser garantidos. Adicionalmente, se a quantidade adicionada for acima de 1,0%, as inclusões não dissolvidas brutas são formadas e a tenacidade é reduzida. Da mesma forma que Mo, uma estrutura excessivamente revenida é facilmente formada e rachaduras ou ruptura durante a trefilação são facilmente realizadas. Por essas razões, 1,0%, onde o

manuseio industrialmente estável é fácil, foi considerado o limite superior.

[0031] Azotetos, carbetos e carboazotetos de V são formados mesmo no ponto de temperatura de formação de austenita A_3 do aço, ou mais, de forma que quando a dissolução é insuficiente, os mesmos permanecem facilmente como carbetos não dissolvidos (azotetos). Portanto, se for considerada a capacidade real de controle da quantidade de nitrogênio industrialmente, 0,5% ou menos é preferível, e 0,4% ou menos é mais preferível.

10 [0032] Por outro lado, com o tratamento de endurecimento de superfície por nitretação, a haste é aquecida a um máximo de uma temperatura de 300°C ou mais, de forma a suprimir o endurecimento da camada de superfície superior e o revenimento da dureza da parte interna por nitretação, sendo necessário se adicionar mais de 0,15%.
15 Preferivelmente a adição de 0,2% ou mais é preferível.

[0033] Al é um elemento de desoxidação e influencia a formação de óxidos. Em particular, em molas de válvula de alta resistência, óxidos duros tal como Al_2O_3 se tornam facilmente os pontos de partida da ruptura, de forma que é necessário se evitar isso. Por essa razão, é importante se controlar de forma estrita a quantidade de Al. Em particular, quando a resistência à tração quando um fio de aço tratado termicamente está acima de 2100 MPa, o controle estrito dos elementos de formação de óxido é essencial para reduzir as flutuações na resistência à fadiga. Na presente invenção, Al foi determinado como
20 0,005% ou menos. Isso porque se for acima de 0,005%, os óxidos com base em Al_2O_3 são facilmente formados, de modo que a ruptura causada pelos óxidos ocorre e uma resistência à fadiga suficiente e estabilidade de qualidade não podem ser garantidas. Adicionalmente, quando se exige uma alta resistência à fadiga, é preferível que essa
25
30 adição seja de 0,003% ou menos.

[0034] Na presente invenção, o controle de N é um ponto importante. Na presente invenção, um valor limite estrito de $N \leq 0,007\%$ é determinado. Isso porque na presente invenção, o papel de N tem um novo foco. Os efeitos do controle de N e as razões para o fornecimen-
5 to na presente invenção serão explicados abaixo. No aço, os efeitos de N são como se segue: 1) N está presente na ferrita como N dissolvido que suprime o movimento das discordâncias na ferrita e dessa forma faz com que a ferrita endureça. 2) Ti, Nb, V, Al, B e outros elementos de liga e azotetos são formados e afetam o desempenho do
10 material de aço. O mecanismo e similares serão explicados posteriormente. 3) N afeta o comportamento da precipitação de cementita e outros carbeto com base em ferro e afeta o desempenho do material de aço.

[0035] No aço para mola, os elementos de liga e C, tal como Si e
15 V, permitem que a resistência seja garantida, de forma que o efeito do endurecimento de N dissolvido não é tão grande. Por outro lado, se for considerado o trabalho a frio (enrolamento) de uma mola, a supressão do movimento das discordâncias suprime a deformação das partes trabalhadas e causa o enfraquecimento das partes trabalhadas, de
20 forma que reduz as características da capacidade de enrolamento.

[0036] Adicionalmente, entre os elementos definidos na reivindicação 1, V forma os precipitados no aço a uma alta temperatura. Essas composições químicas são basicamente azotetos a alta temperatura. Juntamente com o resfriamento, a forma muda para carboazotetos e
25 carbeto. Consequentemente, os azotetos formados a altas temperaturas se tornam facilmente os núcleos para a precipitação dos carbeto de V. Os mesmos formam facilmente carbeto não dissolvidos durante o aquecimento no processo de patenteamento e resfriamento. Adicionalmente, os mesmos se tornam núcleos, de forma que crescem facilmente de tamanho. Adicionalmente, se observado do ponto de vista
30

da cementita, com molas de alta resistência como as presentes, devido à resistência necessária, a temperatura de revenido é de 300 a 500°C. No aço para mola, devido ao seu sistema de composição característico, os carbeto com base em Fe formados durante revenido
5 são alterados de forma complexa na forma de ε -carbeto e θ -carbeto (chamado cementita Fe_3C). Devido a isso, a capacidade de deformação e outras propriedades mecânicas do aço são afetadas. N também tem influência na formação de carbeto. Quando a quantidade de N é pequena, a capacidade de deformação e a tenacidade a 350 a 500°C
10 são aperfeiçoadas. Na presente invenção, N foi limitado a $N \leq 0,007\%$ a fim de reduzir os efeitos prejudiciais acima de N.

[0037] Adicionalmente, como explicado anteriormente, quantidades pequenas de um ou dois dentre Ti e Nb são adicionadas. Originalmente, se a quantidade de N puder ser suprimida para 0,003% ou
15 menos, um bom desempenho é obtido sem se adicionar um ou ambos dentre Ti e Nb, mas uma quantidade industrialmente estável de 0,003% ou menos se torna desvantajoso do ponto de custo de fabricação. Portanto, pequenas quantidades de um ou dois dentre Ti e Nb são adicionadas. Se adicionar Ti e Nb, esses elementos formam azo-
20 tetos a uma temperatura alta, reduzindo substancialmente assim o nitrogênio dissolvido. Portanto, o mesmo efeito que o obtido com a redução da quantidade de N adicionada pode ser obtido. Devido a esse fato, o limite superior da quantidade de N adicionada pode ser aumentado. No entanto, se a quantidade de N exceder 0,007%, a quantidade
25 de azotetos de V, Nb ou Ti aumentará. Como resultado disso, os carbeto não dissolvidos se tornam maiores e TiN e outras inclusões duras aumentam, de forma que a tenacidade cai e as características de limite de fadiga e as características de capacidade de enrolamento caem. Portanto, o limite superior da quantidade de N foi determinado
30 como 0,007%.

[0038] Isso é, mesmo quando da adição de um ou dois dentre Ti e Nb, se a quantidade de N se tornar muito grande ou se a quantidade de Ti ou Nb se tornar muito grande, novamente azotetos de Ti ou Nb serão formados e se tornarão inversamente prejudiciais, de forma que as quantidades de Ti e Nb adicionadas precisam ser mantidas muito pequenas. Devido a esse fato, o limite superior da quantidade de N é preferivelmente determinado como 0,005% ou menos, mais preferivelmente, 0,004% ou menos. Com esse controle preciso de N, o enfraquecimento da ferrita é suprimido e a formação de azotetos com base em V é suprimida onde a formação e o crescimento de carbeto não dissolvidos são suprimidos. Adicionalmente, pelo controle da forma dos carbeto com base em Fe, a tenacidade pode ser aperfeiçoada. Isso é, se N exceder 0,007%, os azotetos com base em V formam facilmente grandes quantidades de carbeto nos dissolvidos, e o aço se torna quebradiço, dependendo da forma da ferrita e dos carbeto.

[0039] Dessa forma, mesmo quando da adição de Ti ou Nb, se for considerada a facilidade do tratamento térmico e similar, 0,005% ou menos é preferível. Adicionalmente é considerado preferível que o limite inferior da quantidade de N seja pequeno, mas N facilmente entra da atmosfera no processo de fabricação de aço e similar, de forma que, considerando-se o custo de fabricação e facilidade de processo de desnitreção, 0,0015% ou mais é preferível.

[0040] Nb forma azotetos, carbeto e carboazotetos. Os azotetos são produzidos com temperaturas mais altas do que com V. Devido a isso, a formação de azotetos de Nb durante o resfriamento consome o N no aço e pode suprimir a formação de azotetos com base em V. Como resultado disso, a formação de carbeto não dissolvidos com base em V pode ser suprimida, de forma que a resistência ao amaciamento durante o revenido, a capacidade de trabalho e a capacidade de enrolamento possam ser garantidas.

[0041] Adicionalmente, além dos carboazotetos com base em Nb suprimirem o aumento do tamanho do grão de austenita, os mesmos podem ser utilizados para endurecer o fio de aço na temperatura de revenimento e endurecer a camada de superfície durante a nitretação.

- 5 No entanto, se a quantidade adicionada for muito grande, carbeto não dissolvidos com núcleos de azoteto com base em Nb permanecem facilmente, de forma que a adição de uma quantidade grande deve ser evitada. Especificamente, quando a quantidade de Nb adicionada for inferior a 0,001%, quase nenhum efeito da adição é reconhecido. Adicionalmente, se 0,01% ou mais, a grande quantidade de adição forma inclusões não dissolvidas brutas, reduz a tenacidade, e, como com Mo, forma facilmente uma estrutura excessivamente revenida, causando facilmente rachaduras e rompimento durante a trefilação. Portanto, a quantidade é determinada como sendo 0,01%, onde o manuseio industrialmente estável é facilmente obtido.

- [0042] A figura 1 é uma vista ilustrando os resultados da medição dos valores de impacto dos materiais das composições químicas ilustradas na Tabela 1, isso é, os resultados da medição dos valores de impacto das amostras A e B tratadas termicamente pelo método dos exemplos descritos abaixo. Como ilustrado na figura 1, é ensinado que os aços nos quais uma quantidade pequena de Nb é adicionada para controlar N fornecem valores gerais de alto impacto.

Tabela 1

	Composições de Aço (massa%)											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V:	W	Nb	N	S-Al
Amostra A	0,61	2,20	0,53	0,002	0,004	1,21	0,13	0,20	0,16	-	0,0049	0,002
Amostra B	0,61	2,21	0,54	0,002	0,004	1,19	0,13	0,20	0,16	0,009	0,0050	0,002

- [0043] Na presente invenção, quando da adição de Ti, essa quantidade adicionada é de 0,001% a menos de 0,005%. Ti é um elemento desoxidante e um elemento de formação de azotetos e sulfetos, de

forma que tem um efeito na formação de óxidos, azotetos e sulfetos. Consequentemente, a adição de uma grande quantidade facilita a formação de óxidos e azotetos duros, de forma que se a adição for descuidada, formará carbetos duros e reduzirá o limite à fadiga. Como
5 com Al, em particular em molas de alta resistência, reduz a estabilidade à flutuação da resistência à fadiga mais que o limite de fadiga propriamente dito da mola. Se a quantidade de Ti for grande, a taxa de rompimento devido às inclusões aumenta, de forma que será necessário se controlar essa quantidade. A quantidade deve ser inferior a
10 0,005%.

[0044] Por outro lado, Ti forma TiN no aço fundido a altas temperaturas, de forma que age no sentido de reduzir N solúvel no aço fundido. Na presente invenção, a limitação de N para suprimir a formação de azotetos com base em V e suprimir adicionalmente o crescimento
15 de carbetos não dissolvidos com base em V é o ponto da tecnologia. Por essa razão, se se consumir N a uma temperatura de formação de azoteto com base em V ou maior, é possível se suprimir o crescimento dos azotetos com base em V e os carboazotetos com base em V utilizando os mesmos como núcleos durante o resfriamento. Isso é, a adi-
20 ção de Ti reduz substancialmente a quantidade de N que se une a V, de forma que reduz a temperatura da formação dos azotetos com base em V e suprime adicionalmente os carbetos não dissolvidos com base em V.

[0045] Consequentemente, a grande adição de Ti deve ser evitada
25 do ponto de vista da formação de carboazotetos não dissolvidos com base em Ti e óxidos, mas a adição de uma pequena quantidade permite que a temperatura de formação de azotetos com base em V seja reduzida, de forma que seja possível se reduzir os carbetos não dissolvidos. A quantidade adicionada é de 0,001% ou mais. Se for inferior
30 a 0,001%, não terá efeito sobre o consumo de N, logo não terá efeito

de supressão de carbeto não dissolvidos com base em V, e o efeito do aperfeiçoamento da capacidade de trabalho (capacidade de enrolamento) não poderá ser observado. No entanto, a quantidade de adição de Ti é preferivelmente entre 0,003% ou menos.

- 5 [0046] O aço da presente invenção tem as composições químicas mencionadas acima como as composições básicas e pode ter adicionais às suas composições a fim de aperfeiçoar as propriedades do aço. Isso é, adicionalmente, um ou ambos entre W e Mo são adicionados quando do reforço da resistência ao amolecimento pelo revenimento.
- 10 W não apenas aperfeiçoa o revenimento, mas também age para formar carbeto no aço e aumentar a resistência e sua eficiência para conferir resistência ao amolecimento pelo revenimento. Portanto, a adição do máximo possível é preferível. W forma carbeto a uma temperatura mais baixa em comparação com Ti, Nb e similares, de
- 15 forma que não forma com facilidade carbeto não dissolvidos. Adicionalmente, pode conferir uma resistência ao amolecimento pelo revenimento pelo endurecimento da precipitação. Isso é, durante a nitretação e o recozimento de alívio de tensão, também, a dureza interna não será tão reduzida. Se a quantidade adicionada for de 0,05% ou menos,
- 20 o efeito não é observado, enquanto se for de 0,5% ou mais, carbeto bruto são formados e inversamente a capacidade de deformação e outras propriedades mecânicas podem ser prejudicadas, de forma que a quantidade adicionada de W foi determinada como de 0,05 a 0,5%. Adicionalmente, se for considerada a facilidade de tratamento térmico,
- 25 de 0,1 a 0,4% é preferível. Em particular, para se evitar uma estrutura excessivamente resfriada logo após o enrolamento e outros efeitos negativos e a fim de se obter a extensão máxima da resistência ao amolecimento pelo revenimento, a adição de 0,15% ou mais é adicionalmente preferível.
- 30 [0047] Mo aperfeiçoa a capacidade de endurecimento e precipita

como carbeto a uma temperatura próxima à temperatura de revenimento e nitretação, de forma que pode conferir uma resistência ao amolecimento pelo revenimento. Portanto, mesmo após a têmpera a alta temperatura, o recozimento de alívio de tensão ou nitretação no processo, ou outro tratamento térmico, o aço não amolece e pode exibir uma alta resistência. Isso suprime a redução da dureza interna da mola depois de nitretação e facilita o assentamento a quente e o recozimento de alívio de tensão, de forma que aperfeiçoa as características de fadiga da mola final. Isso é, é possível se aumentar a temperatura de revenimento quando do controle da resistência. O aumento da temperatura de revenimento é vantajoso para a redução do percentual da área de limite de grão dos carbeto de limite de grão. Isso é, o recozimento com altas temperaturas dos carbeto de limite de grão que se precipitam em um filme é eficaz para causar o arredondamento e a redução da razão de área de limite de grão. Adicionalmente, Mo forma carbeto com base em Mo separados de cementita no aço. Em particular, em comparação com V, etc., o mesmo tem uma temperatura de precipitação mais baixa, de forma que tem um efeito de supressão do aumento dos carbeto. Se a quantidade adicionada for de 0,05% ou menos, nenhum efeito será reconhecido. No entanto, se a quantidade adicionada for maior, uma estrutura excessivamente resfriada será facilmente formada no tratamento térmico de revenimento antes do enrolamento e trefilação e facilmente causará rachaduras e rompimento no momento da trefilação. Isso é, durante a trefilação, é preferível primeiro tratar pelo processo de patenteamento o material de aço para converter o mesmo em uma estrutura de ferrita-perlita.

[0048] No entanto, Mo é um elemento que confere grande capacidade de endurecimento, de forma que quando a quantidade adicionada se torna grande, o tempo até o final da transformação em perlita aumenta, uma estrutura excessivamente resfriada é facilmente forma-

da no resfriamento após o enrolamento ou no processo de patenteamento e se torna a causa de rompimento durante a trefilação, ou, quando não há ruptura, mas rachaduras internas, as características do produto final são muito degradadas. Se Mo exceder 0,5%, a capacidade de endurecimento se torna grande e a criação industrial de uma estrutura de ferrita-perlita se torna difícil, de forma que esse foi determinado como sendo o limite superior. Para se suprimir a formação de uma estrutura de martensita causando uma queda na capacidade de produção durante o enrolamento, trefilação, ou outro processo de produção, e facilitando o enrolamento e gravação industrialmente estáveis, 0,4% ou menos é preferível e 0,2% é mais preferível.

[0049] Adicionalmente, se W e Mo forem comparados com V, Nb e Ti tendo um efeito similar no reforço da resistência ao amolecimento pelo revenimento, V, Nb e Ti formam azotetos como explicado acima e facilitam o crescimento de carbeto com os mesmos como núcleos, enquanto W e Mo não formam quase azotetos, de forma que estão livres dos efeitos da quantidade de N e podem reforçar a resistência ao amolecimento se forem adicionados. Em outras palavras, o reforço da resistência ao amolecimento é possível mesmo com V, Nb e Ti, mas as quantidades adicionadas acabam sendo auto-restringidas pela adição para o reforço da resistência ao amolecimento enquanto evitam carbeto não dissolvidos. Portanto, quando nenhuma formação de carbeto não dissolvidos e uma alta resistência ao amolecimento são necessárias, a adição de W ou Mo que não formam azotetos, causando a precipitação dos carbeto a uma temperatura relativamente baixa, e funcionando como elementos de reforço de precipitação, seria extremamente eficaz. Adicionalmente, um ou mais dentre Ni, Cu, Co e B podem ser adicionados para garantir a resistência por meio do reforço da matriz quando o equilíbrio ideal da resistência ao amolecimento e capacidade de trabalho por meio do controle dos carbeto não pode

ser obtido para se alcançar ambas a resistência e a capacidade de trabalho.

[0050] Ni aperfeiçoa a capacidade de endurecimento e permite o aumento estável da resistência por tratamento térmico. Adicionalmente, aperfeiçoa a capacidade de endurecimento da matriz e aperfeiçoa a capacidade de enrolamento. No entanto, a têmpera e o revenimento aumentam a austenita retida, de forma que o assentamento e a uniformidade do material são inferiores após a formação da mola. Se a quantidade adicionada for de 0,05% ou menos, um efeito no aumento da resistência e o aperfeiçoamento da capacidade de deformação não podem ser reconhecidos. Por outro lado, a adição de uma quantidade grande de Ni não é preferível. Com 3,0% ou mais, o efeito negativo da maior quantidade de austenita retida se torna maior e perceptível e o efeito do aperfeiçoamento da capacidade de endurecimento e capacidade de deformação se torna saturado, o que é desvantajoso do ponto de vista de custo e similares.

[0051] Com relação a Cu, a adição de Cu pode impedir a descarburagem. Uma camada descarburada reduz a vida de fadiga após o processamento da mola, de forma que um esforço é realizado no sentido de se reduzir a mesma ao máximo. Adicionalmente, quando a camada descarburada se torna muito profunda, a camada de superfície é removida pelo processo chamado descascamento. Adicionalmente, da mesma forma que Ni, existe um efeito no aperfeiçoamento da resistência à corrosão. Pela supressão de uma camada descarburada, o aperfeiçoamento da vida de fadiga e descascamento da mola pode ser omitido. O efeito da supressão da descarburagem e do aperfeiçoamento da resistência à corrosão por Cu podem ser exibidos com 0,05% ou mais. Como explicado posteriormente, mesmo com a adição de Ni, mesmo acima de 0,5%, o enfraquecimento facilmente causa marcas de enrolamento. Portanto, o limite inferior é de 0,05% e o limite superi-

or de 0,5%. A adição de Cu não prejudica as propriedades mecânicas de forma muito acentuada, mas quando da adição de Cu a 0,3%, a capacidade de enrolamento a quente é degradada, de forma que rachaduras algumas vezes são formadas na superfície da barra no momento do enrolamento. Devido a isso, é preferível se mudar a quantidade de Ni adicionado para evitar rachaduras durante o enrolamento de acordo com a quantidade de Cu adicionada, isso é, $[Cu\%] < [Ni\%]$. Na faixa de Cu de 0,3%, ou menos, nenhuma marca de enrolamento será causada, de forma que não há necessidade de se definir a quantidade de Ni adicionado para fins de prevenção de marcas de enrolamento.

[0052] Co reduz a capacidade de endurecimento em alguns casos, mas pode aperfeiçoar a resistência às altas temperaturas. Adicionalmente, inibe a formação de carbeto, de forma a agir para suprimir a formação de carbeto brutos na presente invenção. Consequentemente, pode suprimir o aumento de cementita e outros carbeto. Portanto, a adição é preferível. Quando adicionado, se em uma quantidade de 0,05% ou menos, o efeito é pequeno. No entanto, se uma grande quantidade for adicionada, a dureza da fase de ferrita aumenta e a capacidade de deformação é reduzida, de forma que o limite superior é de 3,0%. Industrialmente, o desempenho estável é obtido com 0,5% ou menos.

[0053] B é um elemento que aperfeiçoa a capacidade de endurecimento e é eficaz para a limpeza dos limites de grão de austenita. P, S e outros elementos que segregam nos limites de grão e reduzem a tenacidade são tornados inofensivos e as características de rompimento são aperfeiçoadas pela adição de B. Nesse momento, se B se unir a N e formar BN, esse efeito será perdido. A quantidade adicionada foi, portanto, determinada como sendo 0,0005%, onde o efeito se torna claro como o limite inferior, e 0,0060%, onde o efeito é saturado, como

o limite superior. No entanto, se mesmo uma quantidade pequena de BN for formada, o enfraquecimento é causado, de forma que se deve considerar muito bem se a formação de BN é ou não necessária. Consequentemente, preferivelmente a quantidade é de 0,003 ou menos.

- 5 Mais preferivelmente, é eficaz se utilizar Ti, Nb e outros elementos de formação de azoteto para fixar N livre e tornar B 0,0010 a 0,0020%.

[0054] Esses Ni, Cu, Co e B são basicamente eficazes para o reforço da fase de ferrita da matriz. Esses são elementos eficazes quando se busca resistência pelo reforço da matriz quando um equilíbrio ideal de resistência ao amolecimento e capacidade de trabalho não pode ser obtido pelo controle de carbeto a fim de se alcançar tanto a resistência quanto a capacidade de trabalho.

- 10 [0055] Adicionalmente, um ou dois ou mais dentre Te, Sb, Mg, Zr, Ca e Hf são adicionados como elementos para controlar a forma de óxidos e sulfetos quando um desempenho ainda maior e um desempenho mais estável são buscados.

- [0056] Te tem o efeito de tornar MnS esférico. Se menos de 0,0002% for adicionado, esse efeito não é claro, enquanto que, se for mais de 0,01%, os efeitos negativos da redução de tenacidade da matriz, causando ruptura a quente, e reduzindo a durabilidade à fadiga, se tornam perceptíveis, de forma de 0,01% é considerado o limite superior.

- 20 [0057] Sb tem o efeito de tornar MnS esférico. Se menos de 0,002% for adicionado, o efeito não é claro, enquanto se mais de 0,01% for adicionado, os efeitos negativos da redução da tenacidade da matriz, causando ruptura a quente, e reduzindo o limite de fadiga, se tornam perceptíveis, de forma que 0,01% é considerado o limite superior.

- 25 [0058] Mg forma óxidos no aço fundido acima da temperatura de formação de MnS e já está presente no aço fundido no momento da
- 30

formação de MnS. Portanto, o mesmo pode ser utilizado como núcleo para precipitação de MnS e, dessa forma, pode controlar a distribuição de MnS. Adicionalmente, na distribuição numérica, os óxidos com base em Mg dispersam no aço fundido de forma mais fina do que os óxidos com base em Si e Al frequentemente observados em aços convencionais, de forma que MnS com óxidos com base em Mg como núcleo dispersam de forma fina no aço. Portanto, mesmo com o mesmo teor de S, a distribuição de MnS difere dependendo da presença de Mg. Pela adição disso, o tamanho do grão de MnS se torna ainda mais fino. Esse efeito pode ser obtido de forma suficiente mesmo em pequenas quantidades. Com a adição de Mg, MnS se torna mais fino. No entanto, se for acima de 0,0005%, óxidos duros se formarão com facilidade. Adicionalmente, MgS e outros sulfetos também começam a ser formados e uma queda da resistência à fadiga e uma queda na capacidade de enrolamento são incorridas. Portanto, a quantidade de Mg adicionada é entre 0,0001 a 0,0005%. Se for utilizado para uma mola de alta resistência, 0,0003% ou menos é preferível. Esses elementos são utilizados em quantidades muito pequenas, mas pela utilização de grandes quantidades de refratários com base em Mg, cerca de 0,0001% pode ser adicionado. Adicionalmente, pela seleção cuidadosa dos materiais auxiliares e pela utilização dos materiais auxiliares possuindo um baixo teor de Mg, a quantidade de Mg adicionada pode ser controlada.

[0059] Zr é um elemento de formação de óxido e sulfeto. No aço para mola, o mesmo dispersa de forma fina os óxidos, de modo que como com o MG, forma o núcleo para precipitação de MnS. Devido a isso, o limite de fadiga é aperfeiçoado e a capacidade de deformação é aumentada, de forma que a capacidade de enrolamento seja aperfeiçoada. Se menos de 0,0001% for adicionado, esse efeito não é observado, enquanto que, se for adicionado em uma quantidade acima

de 0,0005%, a formação de óxidos duros é promovida, de forma que mesmo se os sulfetos forem dispersos de forma fina, problemas devidos aos óxidos ocorrem com facilidade. Adicionalmente, pela adição de uma quantidade grande, em adição aos óxidos, ZrN, ZrS, e outros
5 azotetos e sulfetos são formados e causam problemas de fabricação, e reduzem as características de durabilidade à fadiga da mola, de forma que a quantidade foi determinada como sendo de 0,0005% ou menos. Adicionalmente, quando utilizado para uma mola de alta resistência, essa quantidade adicionada é preferivelmente de 0,0003%, ou
10 menos. Esses elementos são muito pequenos em termos de quantidade, mas podem ser controlados pela seleção cuidadosa dos materiais auxiliares e pelo controle preciso dos refratários e similares.

[0060] Por exemplo, pela utilização liberada de refratários de Zr nos locais tipo concha, cadinho, e bocal, em contato com o aço fundido por longos períodos de tempo, é possível se adicionar cerca de 1
15 ppm a cerca de 200 toneladas de aço fundido. Adicionalmente, os materiais auxiliares devem ser adicionados considerando-se esse fato e de modo a não exceder as faixas prescritas. Como o método de análise de Zr dentro do aço, é possível se amostrar 2g de uma parte do
20 material de aço medido não influenciado pela escala de superfície, tratar a amostra por um método similar a JIS G 1237-1997 Apêndice 3, em seguida medir o mesmo por ICP. Nesse momento, a curva de calibragem no ICP é determinada como sendo adequada para uma quantidade muito pequena de Zr.

25 [0061] Ca é um elemento de formação de óxido e sulfeto. No aço para mola, torna MnS esférico, e, dessa forma, pode suprimir o comprimento de MnS agindo como o ponto de partida de fadiga e outro rompimento e tornando o mesmo inofensivo. Esse efeito não está claro se menos de 0,0002% for adicionado, enquanto mesmo se adicionado
30 em uma quantidade acima de 0,01%, não apenas o rendimento se tor-

na pobre, mas também óxidos e CaS e outros sulfetos são formados e problemas de fabricação e redução das características de limite de fadiga são causados, de forma que a quantidade de 0,01% ou menos foi determinada. A quantidade adicionada é preferivelmente de 0,001% ou menos.

5 [0062] Hf é um elemento de formação de óxido e se torna o núcleo para a precipitação de MnS. Devido a esse fato, pela dispersão fina, Zr é um elemento de formação de óxido e sulfeto. No aço para mola, os óxidos dispersos finamente, como Mg, se tornam o núcleo para precipitação. Devido a isso, o limite de fadiga é aperfeiçoado e a capacidade de deformação é aumentada, de forma que a capacidade de enrolamento é aperfeiçoada. O efeito não está claro se menos de 0,0002% for adicionado, enquanto que mesmo se adicionado em uma quantidade acima de 0,01%, não apenas o rendimento se torna pobre, como também óxidos e ZrN, ZrS e outros azotetos e sulfetos são formados e problemas de fabricação e redução nas características de limite de fadiga são causados, de forma que a quantidade indicada é de 0,01% ou menos. A quantidade adicionada é preferivelmente de 0,003% ou menos.

15 [0063] Abaixo, a faixa preferível de conteúdo de outras composições será explicada.

[0064] Para P e S, enquanto não prescrito nas reivindicações, a restrição é necessária. P torna o aço duro, mas adicionalmente causa a segregação e torna o material quebradiço. Em particular, o P segregado nos limites de grão de austenita causa uma queda no valor de impacto e ruptura retardada devido à penetração de hidrogênio e similar. Portanto, quanto menos, melhor. De acordo, a quantidade de P é preferivelmente de 0,015% ou menos onde essa tendência ao enfraquecimento se torna perceptível. Adicionalmente, no caso de uma alta resistência onde a resistência à tração do fio de aço tratado termica-

20
25
30

mente excede 2150 MPa, a quantidade é preferivelmente de menos de 0,01%.

[0065] S, como P, causa o enfraquecimento do aço quando presente no aço. Sua influência é reduzida por Mn, mas MnS também assume a forma de inclusões, de forma que as características de ruptura são reduzidas. Em particular, com aço de alta resistência, a ruptura algumas vezes ocorre devido a uma quantidade muito fina de Mns, de forma que S é preferivelmente reduzido o máximo possível. Tornando a quantidade igual a 0,015% ou menos, onde esses efeitos negativos se tornam perceptíveis, é preferível. Adicionalmente, no caso de uma alta resistência onde a resistência à tração do fio de aço tratado termicamente excede 2150 MPa, a quantidade é preferivelmente de menos de 0,01%.

[0066] t-O é adicionado entre 0,0002 e 0,01%. O aço contém óxidos formados através do processo de desoxidação e O dissolvido. No entanto, quando a quantidade total de oxigênio (t-O) é grande, significa que existe uma grande quantidade de inclusões com base em óxido. Se o tamanho de inclusões com base em óxido é pequeno, o mesmo não afetará o desempenho da mola, mas se houver uma grande quantidade de óxidos grandes presente, os mesmos terão um efeito grande no desempenho da mola. Se a quantidade de oxigênio for acima de 0,01%, o desempenho da mola é reduzido de forma perceptível, de forma que o limite superior é preferivelmente de 0,01%. Quanto menor a quantidade de oxigênio, melhor, mas mesmo se menos de 0,0002%, o efeito é saturado, de forma que seja preferivelmente tornado o limite inferior. Se for se considerar a facilidade no processo de desoxidação real e similar, o ajuste para 0,0005 a 0,005% é preferível.

[0067] Na presente invenção, a resistência à tração é preferivelmente de 2000 MPa ou mais. Se a resistência à tração for alta, as características de fadiga da mola tendem a ser aperfeiçoadas. Adicio-

nalmente, mesmo quando da aplicação de nitretação ou outro tratamento de endurecimento de superfície, se a resistência básica do fio de aço for alta, as características de fadiga altas e as características de ajuste podem ser obtidas. Por outro lado, se a resistência for alta, a

5 capacidade de enrolamento é reduzida e a produção da mola se torna difícil. Devido a isso, é importante não apenas de aperfeiçoar a resistência, mas também se imprimir uma capacidade de deformação permitindo o enrolamento.

[0068] Dos pontos de vista de fadiga, ajuste e similares, a resistência do fio de aço se torna necessária. $TS \geq 2000$ MPa é tornado o limite inferior. Adicionalmente, quando aplicado a uma mola de alta tensão, uma maior resistência é preferível. A quantidade é preferivelmente de 2200 MPa ou mais e, adicionalmente, para aplicação a uma mola de alta resistência, o aumento da resistência para 2250 ou 2300

10 MPa ou mais, em uma faixa que não prejudica a capacidade de enrolamento, é preferível.

[0069] Para carbeto não dissolvidos, para se obter a alta resistência, C e Mn, Ti, V, Nb e outros elementos chamados de elementos de liga são adicionados, mas se a adição de grandes quantidades de elementos formando azotetos, carbeto e carboazotetos dentre esses,

20 os carbeto não dissolvidos permanecem com facilidade. Os carbeto não dissolvidos são geralmente esféricos e incluem os basicamente feitos de elementos de liga e os basicamente feitos de cementita.

[0070] A figura 2 ilustra um exemplo típico de observação. Na figura 2, (a) ilustra um exemplo de observação de carbeto não dissolvidos por um microscópio eletrônico tipo digitalizador, (b) ilustra um exemplo de análise elementar por raios X dos carbeto não dissolvidos com base em liga X e (c) ilustra um exemplo da análise elementar por raios X dos carbeto não dissolvidos com base em cementita Y. De

25 acordo com isso, dois tipos de estruturas são reconhecidos no aço:

30

estruturas em formato de agulha e estruturas esférica da matriz. Geralmente, sabe-se que pela utilização do revenimento para formar estruturas em forma de agulha de martensita e utilização de revenido para formar carbeto no aço, a resistência e tenacidade podem ser simultaneamente alcançadas. No entanto, na presente invenção, como ilustrado por X e Y em (a) da figura 2, não apenas as estruturas em formato de agulha, mas também grandes quantidades de estruturas esféricas permanecem em alguns casos. Essas estruturas esféricas são carbeto não dissolvidos. Sua distribuição afeta em muito o desempenho do fio de aço para uma mola. Portanto, os "carbeto não dissolvidos" referidos aqui incluem não apenas os chamados carbeto esféricos com base em liga (X) onde as ligas acima formam azoteto, carbeto, e carboazoteto, mas também carbeto esféricos com base em cementita (Y) basicamente constituídos de carbeto de Fe (cementita).

[0071] As figuras 2(b) e (c) ilustram exemplos da análise por EDX fixado a um SEM. As invenções convencionais focalizam apenas em V, Nb e outros carbeto com base em elemento de liga. Um exemplo é a figura 2(b). A mesma é caracterizada pelo fato de o pico de Fe ser relativamente pequeno e o pico de liga (nesse exemplo, V) ser maior nos carbeto. Os carbeto com base em liga (X), estritamente falando, são basicamente carbeto compostos com azoteto (chamados carboazoteto), de forma que esses carbeto com base em liga e azoteto e seus precipitados esféricos com base em liga composta serão coletivamente referidos com "carbeto esféricos com base em liga".

[0072] Na presente invenção, foi revelado que a forma de precipitação não apenas dos carbeto esféricos com base em elemento de liga convencionais, mas também, como ilustrado na figura 2(c), o Fe_3C de um diâmetro equivalente ao círculo de $3\text{ }\mu\text{m}$ ou mais e chamados carbeto com base em cementita constituídos disso, nos quais quantidades pequenas de elementos de liga são dissolvidas, é importante.

Quando se alcança simultaneamente a alta resistência e a capacidade de trabalho maiores do que as do fio de aço convencional como na presente invenção, se houver muitos carbeto esféricos com base em cementita de 3 μm ou menos de tamanho, a capacidade de trabalho é muito prejudicada. Daqui por diante, os carbeto de tal formato esférico basicamente constituídos de Fe e C, como ilustrado na figura 2 (c), serão referidos como "carbeto esféricos com base em cementita".

[0073] Note-se que resultados similares de análise com esses resultados foram obtidos mesmo pelo método de duplicação utilizando um microscópio eletrônico de transmissão. Esses carbeto esféricos são considerados carbeto que não dissolvem o suficiente na têmpera e revenido pela têmpera com óleo e tratamento com alta frequência e se tornam esféricos e crescem ou encolhem no processo de têmpera e revenido. Os carbeto dessas dimensões não apenas não contribuem de forma alguma para a resistência e tenacidade devido à têmpera e revenido, mas inversamente degradam os mesmos, isso é, fixam o C no aço e consomem o C adicionado para se tornar a fonte de resistência, e aumentam adicionalmente o mesmo, de forma a se tornar uma fonte de concentração de tensão também, de modo que as propriedades mecânicas do fio de aço são reduzidas.

[0074] Portanto, as seguintes restrições são adicionadas aos carbeto esféricos com base em liga e carbeto esféricos com base em cementita no plano observado. As restrições a seguir são importantes para a eliminação dos efeitos negativos decorrentes dos mesmos.

[0075] O percentual de área dos carbeto com um diâmetro equivalente a um círculo de 0,2 μm ou mais é de 7% ou menos.

[0076] A densidade dos carbeto com um diâmetro equivalente a um círculo de 0,2 μm ou mais é de 1 carbeto/ μm ou menos.

[0077] Quando do enrolamento a frio do aço depois da têmpera e revenido, os carbeto esféricos não dissolvidos afetam as características

de enrolamento, isso é, as características de dobra até a ruptura. Até agora, para obter uma alta resistência, a prática geral era se adicionar grandes quantidades não apenas de C, mas também de Cr, V e outros elementos de liga, mas isso tinha efeitos negativos nos quais a resistência se tornava muito alta, a capacidade de deformação se tornava insuficiente, e as características de enrolamento eram degradadas. Acredita-se que a causa fosse os carbeto grandes se precipitando no aço.

[0078] Esses carbeto com base em liga e base em cementita no aço podem ser observados pela gravação de uma amostra polida de espelho por picral, gravação eletrolítica, ou similar, mas para observação e avaliação detalhadas das dimensões e similares, um microscópio eletrônico tipo digitalizador deve ser utilizado para fins de observação com uma alta amplificação de 3000X ou mais. Os carbeto esféricos com base em liga e os carbeto esféricos com base em cementita cobertos aqui possuem diâmetros equivalentes a círculo de 0,2 μm ou mais. Normalmente, os carbeto servem essencialmente para garantir a resistência do aço e resistência ao amolecimento por revenimento, mas se o tamanho efetivo de partícula for de 0,1 μm ou menos, ou inversamente, acima de 0,1 μm , não há contribuição para a resistência ou fineza aumentada do tamanho de partícula de austenita e as características de deformação são apenas degradadas. No entanto, na técnica anterior, a importância não é reconhecida como tal. A técnica anterior só focaliza em V, Nb e outros carbeto com base em liga. Os carbeto de um diâmetro equivalente a círculo de 3 μm ou menos, em particular, carbeto esféricos com base em cementita, foram considerados inofensivos.

[0079] Esses carbeto com base em liga e com base em cementita são observados por gravação eletrolítica de uma amostra polida de espelho e utilizando um microscópio eletrônico tipo digitalizador para observar o mesmo a 10000X, observando os 10 campos ou mais. Se o

percentual de área dos carbeto esféricos exceder 7%, a capacidade de trabalho é extremamente inferior, de forma que esse foi considerado o limite superior.

[0080] Adicionalmente, no caso de carbeto esféricos com base em liga e com base em cementita com um diâmetro equivalente a círculo de 0,2 μm ou mais, não apenas as dimensões, mas também os números se tornam fatores importantes. Consequentemente, os dois foram considerados para se definir o escopo da presente invenção. Isso é, se o número de carbeto esféricos possuindo um diâmetro equivalente a círculo de 0,2 μm ou mais for extremamente grande e a densidade no plano observado exceder 1 carbeto/ μm , a deterioração das características de enrolamento se torna perceptível, de forma que esse é considerado o limite superior. Por outro lado, se as dimensões dos carbeto exceder 3 μm , o efeito das dimensões se torna ainda maior, de forma que é preferível não se exceder esse limite.

[0081] A razão para tornar o tamanho de grão de austenita anterior número 10 ou maior é que no fio de aço possuindo basicamente uma estrutura de austenita temperada, o tamanho de grão de austenita anterior tem um grande efeito nas propriedades básicas do fio de aço juntamente com os carbeto. Isso é, um tamanho de grão de austenita anterior menor significa características de fadiga e capacidade de enrolamento superiores. No entanto, não importa quão pequeno seja o tamanho do grão de austenita, se os carbeto forem contidos acima da quantidade prescrita, o efeito é pequeno. Geralmente, para se reduzir o tamanho de grão de austenita, é eficaz se reduzir a temperatura de aquecimento durante o revenimento, mas isso aumenta, de forma inversa, os carbeto esféricos não dissolvidos. Portanto, é importante se acabar o fio de aço em um que tenha equilíbrio na quantidade de carbeto e tamanho de grão de austenita anterior. Aqui, quando os carbeto satisfazem as definições acima, se o número do tamanho de grão

de austenita anterior for inferior a 10, características de fadiga e capacidade de enrolamento suficientes não poderão ser obtidas, de forma que o número do tamanho de grão de austenita anterior foi considerado 10 ou maior.

- 5 [0082] Adicionalmente, para aplicações para uma mola de alta resistência, grãos mais finos são preferíveis. Pela consideração do número 11 ou 12, ou maior, é possível se alcançar simultaneamente uma alta resistência e capacidade de enrolamento.

- [0083] A razão para tornar a austenita retida a 15% de massa ou
10 menos é que a austenita retida frequentemente permanece nas partes segregadas ou limites de grão de austenita anterior ou regiões próximas cercada por subgrãos. A austenita retida se torna martensita por transformação induzida por trabalho. Se a transformação for induzida durante a formação da mola, parte de alta dureza local são formadas
15 no material e, ao invés disso, as características de capacidade de enrolamento como uma mola são reduzidas. Adicionalmente, as molas recentes são reforçadas em suas superfícies por jato-percussão (shot-peening), assentamento e outras deformações plásticas, mas se o processo de produção incluir uma pluralidade de etapas de aplicação
20 de tal deformação plástica, a martensita induzida por trabalho formada muito cedo reduzirá a tensão de fratura e reduzirá a capacidade de trabalho e as características de ruptura da mola durante o uso. Adicionalmente, quando marcas de percussão e outra deformação industrialmente inevitável são introduzidas, o fio se romperá com facilidade
25 durante o enrolamento. Adicionalmente, pela ruptura gradual de nitretação, recozimento de alívio de tensão e outro tratamento térmico, as propriedades mecânicas são alteradas, a resistência reduzida, e capacidade de enrolamento reduzida, e outros efeitos negativos são causados. Portanto, a austenita retida é reduzida o máximo possível e a
30 formação de martensita induzida por trabalho é suprimida de forma a

aperfeiçoar a capacidade de trabalho. Especificamente, se a quantidade de austenita retida exceder 15% (% de massa), a sensibilidade a marcas de percussão, etc. se torna maior e o fio se rompe com facilidade durante o enrolamento ou outro manuseio, de forma que de 15% ou menos foi restringido a isso.

[0084] A quantidade de austenita retida muda dependendo da quantidade de C, Mn e outros elementos de liga adicionados e das condições de tratamento térmico. Portanto, o aperfeiçoamento não apenas do desenho das composições, mas das condições de tratamento térmico é importante.

[0085] Se a temperatura de formação de martensita (ponto de temperatura inicial M_s , ponto de temperatura final M_f) se tornar uma temperatura baixa, a martensita não será formada a menos que a temperatura seja tornada consideravelmente baixa durante o revenimento. A austenita retida permanecerá facilmente. Com revenimento industrial, água ou óleo é utilizado, mas a supressão de austenita retida exige o controle avançado do tratamento térmico. Especificamente, o controle se torna necessário para se manter o refrigerante de resfriamento a uma baixa temperatura, manter uma baixa temperatura o máximo possível após o resfriamento, garantir um longo tempo de transformação em martensita, e similar. Industrialmente, o material é processado por uma linha contínua, de forma que a temperatura do refrigerante de resfriamento suba facilmente para perto de 100°C , mas seja mantido preferivelmente a 60°C ou menos. Uma baixa temperatura de 40°C ou menos é mais preferível. Adicionalmente, para se promover de forma suficiente a transformação de martensita, o material deve ser mantido no meio de resfriamento por pelo menos 1 segundo. A manutenção de um tempo de retenção após o resfriamento também é importante.

[0086] Adicionalmente, em adição às restrições nos carbeto, etc., uma estrutura na qual a distribuição dos carbeto se torna menor do

que a de outras partes deve ser evitada. Especificamente, na marten-sita lenticular, e suas estruturas temperadas, a distribuição de carbeto é menor do que outras partes e a microestrutura se torna não uniforme, de forma que existe um efeito prejudicial na resistência à fadiga e na capacidade de trabalho.

Exemplos

[0087] Itens da avaliação:

[0088] Para se avaliar a aplicabilidade da presente invenção à uma mola, a resistência à tensão, dureza após o recozimento, valor de impacto, e redução na área como medida por um teste de tensão, são ilustrados como itens de avaliação. A resistência à tração é diretamente conectada ao limite de fadiga da mola. Quanto maior a resistência, maior o limite de fadiga ilustrado.

[0089] Adicionalmente, a redução na área medida simultaneamente com a medição da resistência à tração ilustra o comportamento de deformação plástica do material e é um indicador de avaliação da capacidade de trabalho dentro de uma mola (característica de enrolamento). Quanto maior a redução na área, mais fácil a capacidade de trabalho ilustrada, mas em geral quanto maior a resistência, menor a redução de área. A partir dos exemplos de aço convencional, se a redução na área exceder 30% avaliado por esse diâmetro de fio, é revelado que os problemas não ocorrerão com facilidade em uma produção em massa em escala industrial mesmo com outros diâmetros de fio. A peça de teste preparada foi obtida pela têmpera e revenimento de um material de $\phi 13$ mm para exceder 2200 Mpa, em seguida, preparando uma peça de teste N° 9 de JTS Z 2201. Isso é testado com base em JTS Z 2241. A resistência à tração foi calculada a partir dessa carga de ruptura.

[0090] Adicionalmente, recentemente, as molas estão sendo frequentemente criadas mais resistentes pelo endurecimento por nitretação das camadas de superfície. A nitretação é realizada pelo aqueci-

mento da mola a 400 a 500 C em um gás atmosférico por nitretação e manutenção do mesmo nessa situação por vários minutos até 1 hora, de forma a endurecer a camada de superfície. Nesse momento, o interior onde o nitrogênio não penetra é aquecido, de forma que seja recozido e amolecido. É importante se suprimir esse amolecimento, de forma que a dureza após o recozimento simulando nitretação foi utilizado como um item para avaliação da resistência ao amolecimento.

[0091] Adicionalmente, a fim de se avaliar a capacidade de trabalho e a resistência à fadiga do material, o valor de impacto Charpy foi tornado um item de avaliação. Geralmente, acredita-se que um material que tenha um excelente valor de impacto também seja bom em resistência à ruptura incluindo características de fadiga. Adicionalmente, um material quebradiço também é inferior em termos de capacidade de trabalho, de forma que um material com alta tenacidade seja considerado excelente em termos de capacidade de trabalho também. Nesse exemplo, o valor de impacto Charpy de um material tratado termicamente da mesma forma que um medido por resistência à tração após têmpera e revenimento foi medido. O valor de impacto Charpy é influenciado pelo tamanho de grão de austenita, de forma que o tamanho de grão de austenita do mesmo material também foi medido. Note-se que a peça de teste de impacto Charpy é constituída de um chamado material de meio tamanho (5x10 mm de seção transversal) obtido a partir de $\phi 13$ mm de material tratado termicamente e formado com um entalhe em forma de U.

[0092] Adicionalmente, quando a mola é uma com um $\phi 4$ mm mais fino, o tratamento térmico é encerrado em um tempo relativamente curto. Devido a isso, sabe-se que os carbeto não dissolvidos permanecem facilmente e a capacidade de trabalho é reduzida. Consequentemente, nos exemplos da invenção, também, o material foi tratado por patenteamento e gravado para $\phi 4$ mm e o fio gravado foi tratado termi-

camente para medir a distribuição de carbeto e tamanho de grão de austenita. Geralmente, se a temperatura de aquecimento for baixa e o tempo for curto, o tamanho do grão de austenita pode ser pequeno, mas os carbeto não dissolvidos tendem a aumentar. Um equilíbrio dos dois deve ser utilizado para a avaliação geral. Os resultados aparecem na resistência à tração e no alongamento, de forma que esses dois foram avaliados. Com um material de diâmetro fino de $\phi 5$ mm ou menos, visto que a área transversal é pequena, no comportamento de deformação plástica, uma diferença mais clara aparece no alongamento ao invés de na redução da área.

[0093] Detalhes das condições de tratamento térmico e similares do material avaliado serão descritos abaixo.

[0094] Um teste de tensão foi conduzido com base em JIS pela preparação de uma peça de teste com uma parte paralela de $\phi 6$ mm e medição da resistência à tração e alongamento. A quantidade de austenita retida foi determinada pelo polimento de espelho após a têmpera e revenido e medição por raios X. Adicionalmente, a dureza após o recozimento foi determinada pelo polimento de espelho após o tratamento térmico e a medição da dureza Vickers na profundidade de 1/2 a partir da superfície do raio em três pontos. O valor médio foi utilizado como a dureza após o recozimento.

[0095] Com referência ao método de produção do material (haste de fio), o exemplo da invenção 16 da presente invenção produziu o material por um forno de fusão a vácuo de 2t, em seguida, enrolando o mesmo em uma barra. Nesse momento, nos exemplos da invenção, a alta temperatura de 1200°C ou mais foi mantida por um determinado tempo. A seguir, em cada caso, a barra foi enrolada para $\phi 13$ mm.

[0096] Nos outros exemplos, o material foi fundido em um forno de fusão a vácuo de 16 kg, então forjado por forja para $\phi 13$ mm x 600 mm, e então tratado termicamente. Nesse momento também, da

mesma forma, o material foi mantido a uma temperatura alta de 1200°C ou mais por um tempo determinado, então tratado termicamente para obter uma alta resistência predeterminada.

[0097] Com referência ao método de tratamento térmico, para a
5 preparação da peça de teste avaliada, a menos que haja uma descrição particular ao contrário, o material foi mantido a 1200°C X 15 min -> resfriada com ar, então aquecida a 950°C por 10 minutos, então carregada para dentro de um banho de chumbo aquecido a 650°C, aquecida adicionalmente a 950 C X 10 min., carregada para dentro de um
10 banho de óleo a 60°C para revenir, em seguida, nos exemplos da invenção, ajustada na temperatura de revenimento de forma que a resistência à tração excedesse 2200 MPa. A resistência à tensão, capacidade de trefilação, e valor de impacto Charpy com esse tratamento térmico foram medidos.

[0098] Essa temperatura de revenimento difere dependendo das
15 composições químicas, mas com relação à presente invenção, os materiais são tratados termicamente de acordo com as composições químicas, de forma que a resistência à tração alcance 2200 MPa ou mais. Por outro lado, com relação aos exemplos comparativos, os materiais são tratados termicamente apenas para combinar com a resis-
20 tência à tensão. Adicionalmente, os materiais foram recozidos a 400°C X 20 min simulando nitretação e medidos pela dureza, de forma a avaliar a resistência ao amolecimento.

[0099] Adicionalmente, para as hastes de fio de $\phi 4$ mm para avali-
25 ação de carbeto, a menos que haja uma descrição particular ao contrário, as hastes foram mantidas a 1200°C X 15 min -> resfriadas com ar, então cortadas em $\phi 10$ mm, aquecida a 950°C por 10 minutos, então carregada para um banho de chumbo aquecido a 650°C. Adicionalmente, isso foi trefilado para reduzir as mesmas em diâmetro para
30 $\phi 4$ mm, aquecidas a 950°C X 5 min., então carregadas para dentro de

um banho de óleo de 60°C para revenir, em seguida, ajustadas na temperatura de revenimento para fornecer uma resistência à tração excedendo 2200 MPa. Adicionalmente, a tensão capaz de fornecer um número de ciclos de carga excedendo 10^7 em um teste de dobra rotativa tipo Nakamura foi considerada a resistência à fadiga.

5

Tabela 2

		Composições Químicas (massa%)										
	Nº	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	V:	Al	Ti	Nb
Ex. Inv.	1	0,58	2,22	0,66	0,008	0,004	0,0011	1,17	0,22	0,003		0,007
	2	0,65	1,93	0,44	0,007	0,007	0,0022	1,41	0,25	0,002		0,008
	3	0,71	2,23	0,81	0,003	0,003	0,0017	1,17	0,23	0,003		0,006
	4	0,76	1,89	0,51	0,008	0,005	0,0021	1,23	0,26	0,003		0,005
	5	0,81	1,94	0,54	0,008	0,008	0,0012	1,18	0,25	0,002		0,004
	6	0,66	1,89	0,63	0,005	0,009	0,0017	1,10	0,18	0,001		0,007
	7	0,68	2,10	0,77	0,004	0,003	0,0032	1,40	0,28	0,001	0,003	0,005
	8	0,66	2,02	0,42	0,008	0,006	0,0049	1,40	0,24	0,002	0,004	
	9	0,67	2,00	0,83	0,001	0,004	0,0021	1,18	0,29	0,002	0,004	
	10	0,66	2,05	0,86	0,004	0,009	0,0038	1,38	0,24	<0,001	0,003	
	11	0,69	1,80	0,67	0,005	0,002	0,0037	1,48	0,26	0,002	0,004	
	12	0,61	2,04	0,76	0,008	0,006	0,0046	1,31	0,28	0,003	0,004	
	13	0,69	2,17	0,43	0,007	0,008	0,0056	1,12	0,24	0,002	0,002	
	14	0,65	1,91	0,48	0,009	0,008	0,0025	1,16	0,26	0,002	0,003	
	15	0,61	1,86	0,68	0,002	0,005	0,0041	1,16	0,30	0,002	0,004	
	16	0,62	2,05	0,56	0,006	0,005	0,0047	1,43	0,21	0,002		0,008
	17	0,69	2,11	0,65	0,007	0,008	0,0019	1,50	0,27	0,004		0,009
	18	0,66	2,23	0,79	0,007	0,006	0,0055	1,37	0,25	0,001		0,004
	19	0,62	2,22	0,71	0,008	0,003	0,0055	1,44	0,24	0,003		0,006
	20	0,63	1,95	0,43	0,002	0,003	0,0040	1,20	0,22	0,002		0,005
	21	0,69	2,08	0,65	0,006	0,004	0,0026	1,35	0,20	0,003		0,003
	22	0,66	1,94	0,82	0,007	0,004	0,0024	1,45	0,27	0,002		0,009
	23	0,68	2,08	0,89	0,006	0,008	0,0053	1,26	0,29	0,001		0,005
	24	0,63	1,86	0,42	0,009	0,005	0,0048	1,17	0,20	0,003	0,001	0,005
	25	0,69	2,00	0,87	0,005	0,005	0,0020	1,26	0,25	0,002	0,003	0,004

Tabela 3

		Composições Químicas (massa%)											
	Nº	Mo	W	Ni	Cu	Co	B	Ca	Zr	Hf	Te	Sb	Mg
Ex. Inv.	1	0,10	0,18						0,0003				0,0003
	2	0,25	0,16						0,0003				0,0005
	3	0,17	0,16						0,0002				0,0003
	4	0,18	0,15						0,0002				0,0004
	5	0,20	0,21						0,0003				0,0003
	6	0,20	0,18						0,0002				0,0002
	7	0,22	0,17						0,0002				0,0004
	8								0,0003				0,0003
	9								0,0001				0,0003
	10	0,15	0,16										
	11	0,15	0,16										
	12	0,25	0,15										
	13	0,21	0,17										0,0004
	14	0,15	0,21						0,0003				
	15	0,16	0,17						0,0003				0,0003
	16												
	17								0,0001				
	18		0,16						0,0003				
	19	0,11							0,0003				
	20	0,15	0,20										
	21	0,19	0,17						0,0002				
	22	0,08	0,14										0,0003
	23	0,13	0,20						0,0002				0,0003
	24								0,0002				0,0005
	25								0,0003				0,0004

Tabela 4

Composições Químicas (massa%)												
Nº	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	V:	Al	Ti	Nb	
26	0,67	2,07	0,48	0,008	0,001	0,0041	1,49	0,24	0,001	0,001	0,004	
27	0,70	2,26	0,81	0,008	0,008	0,0058	1,24	0,24	0,001	0,001	0,002	
28	0,68	1,86	0,85	0,005	0,005	0,0049	1,10	0,23	0,002	0,004	0,006	
29	0,67	2,24	0,48	0,008	0,002	0,0029	1,20	0,30	0,002	0,004	0,002	
30	0,66	1,85	0,78	0,005	0,008	0,0026	1,47	0,29	0,002	0,002	0,002	
31	0,62	2,11	0,54	0,007	0,005	0,0034	1,42	0,23	0,002	0,002	0,009	
32	0,61	1,80	0,25	0,007	0,005	0,0028	1,24	0,28	0,002	0,001	0,007	
33	0,65	2,01	0,26	0,002	0,003	0,0038	1,10	0,20	0,002	0,004	0,001	
34	0,68	2,11	0,28	0,003	0,005	0,0034	1,11	0,24	0,003	0,004	0,001	
35	0,63	1,82	0,15	0,008	0,008	0,0043	1,28	0,24	0,002	0,004	0,009	
36	0,70	2,15	0,26	0,002	0,008	0,0054	1,39	0,20	0,001	0,004	0,004	
37	0,68	2,20	0,12	0,004	0,003	0,0029	1,17	0,25	0,001	0,004	0,005	
40	0,64	1,92	0,42	0,002	0,004	0,0025	1,26	0,28	0,003	0,004	0,002	
41	0,62	2,04	0,77	0,002	0,009	0,0036	1,24	0,29	0,001	0,002	0,009	
42	0,67	2,10	0,70	0,003	0,007	0,0036	1,11	0,21	0,002	0,004	0,003	
43	0,64	2,00	0,79	0,008	0,003	0,0028	1,31	0,20	0,001	0,004	0,009	
44	0,67	2,13	0,86	0,004	0,004	0,0053	1,36	0,22	0,003	0,004	0,004	
45	0,62	2,07	0,47	0,004	0,009	0,0041	1,32	0,22	0,003	0,002	0,006	
46	0,69	2,28	0,60	0,006	0,005	0,0047	1,43	0,28	0,003	0,002	0,008	
47	0,68	2,26	0,68	0,005	0,009	0,0040	1,24	0,23	0,002	0,003	0,004	
48	0,82	2,22	0,74	0,008	0,005	0,0019	1,16	0,18	0,003		0,002	
49	0,77	2,19	0,80	0,003	0,005	0,0015	1,12	0,22	0,002		0,007	
50	0,68	2,06	0,71	0,004	0,008	0,0025	1,33	0,17	0,002		0,006	
51	0,61	2,50	0,75	0,006	0,003	0,0015	1,05	0,42	0,003		0,008	

Ex.
Inv.

Tabela 5

N°	Composições Químicas (massa%)											Mg
	Mo	W	Ni	Cu	Co	B	Ca	Zr	Hf	Te	Sb	
26		0,14						0,0003				0,0003
27	0,24							0,0002				0,0003
28	0,24	0,19										
29	0,17	0,22						0,0002				
30	0,16	0,21										0,0003
31	0,19	0,18						0,0001				0,0004
32	0,23	0,20						0,0003				0,0003
33	0,18	0,16						0,0001				0,0002
34	0,14	0,20						0,0001				0,0003
35	0,12	0,21										0,0002
36	0,15	0,19						0,0003				
37	0,21	0,18						0,0002				0,0005
40	0,23	0,14	0,2					0,0001				0,0004
41	0,15	0,14		0,07				0,0002				0,0004
42	0,12	0,17			0,15			0,0002				0,0004
43	0,10	0,16				0,0006		0,0002				0,0005
44	0,16	0,22					0,0005	0,0002				0,0005
45	0,21	0,18						0,0001	0,0005			0,0005
46	0,11	0,16						0,0001		0,002		0,0003
47	0,09	0,19						0,0003			0,001	0,0002
48		0,21						0,0001				0,0004
49	0,16							0,0003				0,0004
50								0,0002				0,0004
51								0,0002				0,0004

Ex.
Inv.

Tabela 6

N°	Composições Químicas (massa%)										
	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	V:	Al	Ti	Nb
52	0,65	2,05	0,67	0,007	0,001	0,0056	1,25	0,28	0,003		
53	0,82	1,81	0,85	0,007	0,006	0,0066	1,09	0,52	0,002		
54	0,65	1,30	0,79	0,002	0,007	0,0080	1,31	0,24	0,002	0,003	
55	0,65	1,79	1,18	0,003	0,011	0,0100	1,35	0,26	0,001		0,007
56	0,62	1,76	0,97	0,008	0,008	0,0040	1,21	0,55	0,001	0,044	
57	0,63	2,44	0,76	0,004	0,005	0,0041	1,11	0,20	0,002	0,011	
58	0,65	2,12	1,10	0,007	0,003	0,0049	1,18	0,29	0,001	0,018	0,07
59	0,66	1,88	1,20	0,009	0,008	0,0027	1,38	0,27	0,001	0,021	
60	0,65	1,90	1,01	0,010	0,011	0,0087	1,42	0,29	0,002		0,033
61	0,68	2,13	0,41	0,006	0,001	0,0036	1,45	0,25	0,001		0,046
62	0,69	1,93	1,09	0,006	0,009	0,0049	1,28	0,25	0,004		0,022
63	0,70	1,86	0,45	0,005	0,012	0,0040	1,32	0,28	0,012	0,003	
64	0,64	2,34	1,12	0,001	0,009	0,0022	1,30	0,25	0,007		0,007
65	0,68	2,01	0,56	0,008	0,007	0,0050	1,29	0,06	0,001		0,003
66	0,68	1,86	0,60	0,008	0,006	0,0050	1,49	0,10	0,001		0,006
67	0,67	2,49	1,16	0,007	0,009	0,0021	0,76	0,21	0,003		0,008
68	0,66	2,38	0,50	0,006	0,004	0,0053	0,65	0,21	0,002		0,007
69	0,67	1,74	0,58	0,009	0,003	0,0052	1,31	0,28	0,001		0,009
70	0,68	1,49	1,18	0,005	0,007	0,0059	1,11	0,24	0,003		0,004
71	0,69	2,66	0,87	0,005	0,009	0,0057	1,12	0,27	0,002		0,003
72	0,62	1,47	0,99	0,010	0,004	0,0037	1,27	0,27	0,002		0,006
73	0,65	1,79	0,85	0,003	0,002	0,0054	1,40	0,21	0,003		0,007
74	0,48	1,38	1,06	0,011	0,008	0,0034	1,13	0,29	0,001		0,007
75	0,64	0,52	1,07	0,011	0,005	0,0024	1,43	0,23	0,003		0,006
76	0,45	1,23	0,88	0,007	0,012	0,0051	1,18	0,29	0,002		0,005
77	0,64	0,96	1,14	0,004	0,002	0,0055	1,18	0,23	0,002		0,007

Ex.
comp.

Tabela 7

N°	Com trifilação			Dobra rotativa MPa	γ N°	Sem trifilação					γ N°
	Densidade	Resistência à tração MPa	% de alongamento sob tensão			% de γ retido	Resistência à tração MPa	Dureza após cozimento HV	redução de tensão no% de área	valor de impacto J/cm²	
1	0,37	0,12	2312	7,3	12	6,2	2253	580	38,2	53	10
2	0,32	0,30	2347	8,9	12	9,3	2254	601	34,3	57	11
3	0,20	0,05	2325	6,8	11	7,7	2262	576	41,7	56	10
4	0,20	0,38	2325	7,0	12	7,6	2290	612	42,5	54	11
5	0,06	0,46	2310	7,3	11	8,2	2308	613	39,6	53	10
6	0,28	0,35	2296	8,9	12	7,6	2251	598	45,0	55	10
7	0,40	0,27	2324	6,1	13	10,3	2255	599	37,8	53	11
8	0,02	0,03	2328	6,5	12	10,2	2259	601	46,9	51	10
9	0,20	0,15	2288	8,9	12	10,2	2259	605	46,9	53	10
10	0,25	0,35	2301	8,4	13	8,8	2269	582	35,5	61	11
11	0,38	0,08	2331	6,3	12	11,4	2248	602	45,0	51	10
12	0,28	0,15	2302	8,2	13	7,2	2265	584	39,9	47	11
13	0,30	0,24	2328	7,0	12	7,2	2284	587	46,7	64	10
14	0,28	0,20	2327	8,7	13	10,0	2262	598	36,7	52	11
15	0,04	0,30	2299	10,2	11	7,6	2276	585	42,5	54	10
16	0,23	0,15	2328	6,8	13	8,5	2261	600	45,0	59	10
17	0,52	0,05	2322	10,2	12	10,9	2280	584	34,0	61	11
18	0,48	0,25	2307	7,3	12	10,6	2273	586	33,1	49	10
19	0,28	0,08	2290	7,2	13	7,2	2260	586	44,1	53	10
20	0,12	0,14	2301	6,4	13	8,0	2285	583	43,7	48	12
21	0,06	0,22	2320	6,1	12	9,4	2265	586	47,2	49	11
22	0,23	0,25	2340	7,1	13	8,7	2254	604	45,6	53	11
23	0,31	0,19	2319	6,7	13	10,3	2258	585	35,0	49	10
24	0,31	0,23	2306	6,5	12	8,7	2262	591	38,7	52	11
25	0,41	0,40	2315	8,7	13	9,4	2263	588	35,5	58	11

Ex.
Inv.

Tabela 8

	Com trifilação							Sem trifilação					
	Densidade		Resis- tência à tração MPa	alonga- mento por tensão %	γ N°	dobra rotativa MPa	retido %	Resis- tência à tração MPa	Dureza após reco- zimento HV	Redução de tensão na área %	valor de impacto J/cm ²	γ N°	
N°	razão de área%	número no./cm ²											
Ex. Inv.	26	0,21	0,36	2302	7,4	12	928	6,7	2241	592	34,6	51	10
	27	0,32	0,14	2299	7,1	13	919	8,2	2272	579	46,2	51	11
	28	0,43	0,04	2321	8,0	11	904	8,2	2255	587	39,9	68	10
	29	0,29	0,27	2306	6,4	11	910	9,9	2281	593	36,4	56	10
	30	0,03	0,22	2330	6,9	12	909	10,1	2279	605	35,3	54	11
	31	0,05	0,38	2303	6,9	12	922	7,5	2289	608	36,5	63	10
	32	0,21	0,20	2315	8,0	12	927	7,5	2251	588	33,5	52	10
	33	0,40	0,15	2338	6,9	11	902	9,3	2254	591	39,4	56	10
	34	0,11	0,04	2335	7,7	13	904	11,6	2248	599	35,4	50	11
	35	0,45	0,11	2328	9,1	13	909	10,8	2282	593	39,2	48	11
	36	0,41	0,27	2320	7,4	12	913	10,7	2273	591	33,0	66	11
	37	0,30	0,12	2318	8,0	11	914	11,8	2251	592	43,9	57	10
	40	0,52	0,39	2346	8,1	11	914	7,7	2271	601	38,5	51	10
	41	0,28	0,16	2312	8,1	11	922	8,1	2273	579	44,7	53	10
	42	0,10	0,10	2321	7,4	12	908	7,2	2257	588	41,9	47	10
	43	0,44	0,02	2326	8,7	13	922	11,6	2284	587	37,5	62	11
	44	0,22	0,05	2325	10,0	13	891	11,0	2255	601	44,0	56	11
	45	0,18	0,11	2307	6,4	13	897	9,2	2290	597	46,3	57	11
	46	0,01	0,21	2335	6,9	13	910	11,5	2271	590	37,8	48	11
	47	0,36	0,07	2319	9,3	11	908	8,6	2253	596	38,3	51	10
	48	0,01	0,36	2315	9,8	11	895	11,5	2279	603	32,5	55	10
	49	0,44	0,11	2330	8,3	12	905	10,8	2251	594	40,0	59	10
	50	0,46	0,07	2277	7,7	12	923	9,6	2249	586	35,6	50	10
	51	1,12	0,61	2310	7,7	12	880	11,1	2242	590	40,6	55	10

Ex.
Inv.

Tabela 9

	Com trifilação						Sem trifilação						
	Densidade		Resis- tência à tração MPa	Alon- gamen- to por tensão %	γ N°	Dobra rotativa MPa	retido %	Resis- tência à tração MPa	Dureza após re- cozimen- to HV	Redução de tensão na área %	Valor de Impacto J/cm ²	γ N°	
No.	Razão de área %	Número no./cm ²											
Ex.inv.	52	9,2	0,41	2311	1,9	11	895	10,2	2242	583	19,3	49	10
	53	7,0	0,70	2308	2,1	12	904	8,6	2236	588	16,1	51	11
	54	8,7	0,37	2306	2,0	12	924	8,8	2230	590	16,3	52	12
	55	7,5	0,61	2275	2,0	12	903	10,1	2243	585	22,2	50	10
	56	7,8	0,44	2292	2,0	13	889	9,1	2241	578	19,5	53	11
	57	4,8	1,56	2270	8,4	11	890	9,9	2228	590	23,5	20	10
	58	7,7	0,71	2280	3,3	13	892	10,7	2224	579	20,0	52	11
	59	7,7	0,27	2275	3,8	13	899	11,3	2238	575	17,1	53	11
	60	2,4	1,11	2308	3,5	13	912	7,8	2250	598	20,2	20	11
	61	8,7	2,23	2271	3,9	11	871	8,3	2235	590	14,9	20	10
	62	7,2	0,62	2285	3,3	11	889	11,8	2260	577	15,6	20	10
	63	0,25	0,39	2298	2,0	13	780	8,0	2232	580	14,5	48	11
	64	0,21	0,44	2296	2,1	12	790	7,2	2263	590	21,9	53	11
	65	0,08	0,49	2293	2,7	9	911	6,9	2263	550	18,3	19	8
	66	0,11	0,40	2316	2,1	11	895	11,5	2260	533	13,3	19	10
	67	0,40	0,41	2303	4,1	11	887	7,2	2215	518	14,0	23	10
	68	0,43	0,30	2303	2,6	12	900	7,6	2239	522	19,0	23	10
	69	1,20	0,02	2306	8,1	13	883	15,5	2231	575	25,9	21	10
	70	0,16	0,18	2306	9,8	13	898	16,1	2243	593	25,2	20	11
	71	0,06	0,34	2294	7,0	11	907	16,0	2226	592	27,3	20	10
	72	0,13	0,39	2275	1,9	8	783	6,3	2231	580	18,3	21	7
	73	0,17	0,40	2295	2,7	8	798	10,7	2252	594	22,2	19	7
	74	0,12	0,42	2197	10,9	13	748	8,9	2228	542	41,7	51	11
	75	0,24	0,24	2260	6,2	12	775	8,3	2213	536	35,5	53	10
	76	0,07	0,07	2177	6,7	12	762	10,4	2222	528	39,6	54	10
	77	0,16	0,37	2164	10,6	12	737	11,3	2248	552	37,8	57	10

[00101] As Tabelas 2 a 9 ilustram composições químicas da presente invenção e os aços comparativos quando tratados a $\phi 4$ mm, a razão de área de região pobre em carbetos com base em cementita, o percentual de área de carbetos esféricos com base em cementita e com base em liga, a densidade dos carbetos esféricos com base em cementita de um diâmetro equivalente a círculo de 0,2 a 3 μm , a densidade dos carbetos esféricos com base em cementita de um diâmetro equivalente a círculo com mais de 3 μm , o diâmetro máximo do óxido, o número de tamanho de grão de austenita anterior, a quantidade de austenita retida (% de massa), e a resistência à tração obtida resultante, dureza após o recozimento, valor de impacto e redução na área com medido no teste de tensão. Isso é, as Tabelas 2 e 3 ilustram as composições químicas dos Exemplos Inventivos N^{os} 1 a 25, enquanto as Tabelas 4 e 5 ilustram as composições químicas dos Exemplos Inventivos N^{os} 26 a 51. A Tabela 5 ilustra as composições químicas dos Exemplos Comparativos N^{os} 52 a 77. Adicionalmente, a Tabela 7 ilustra as características dos Exemplos Inventivos N^{os} 1 a 25 e a Tabela 8 ilustra as mesmas para os Exemplos Inventivos N^{os} 26 a 51, respectivamente, com trefilação e sem trefilação. Adicionalmente, a Tabela 9 ilustra as características dos Exemplos Comparativos N^{os} 52 a 77 com trefilação e sem trefilação.

[00102] Abaixo, os exemplos comparativos serão explicados.

[00103] Nos exemplos da invenção, mesmo os materiais tratados termicamente sem trefilação exibiram bom desempenho em termos de valor de impacto e resistência ao amolecimento após o recozimento, características de tensão, e similares, e mesmo os materiais tratados termicamente após a trefilação estavam dentro dos limites das características de tensão, distribuição de carbetos, e similares, de forma que um bom desempenho foi obtido, mas os exemplos a seguir estavam fora dos limites, de forma que não exibiram um desempenho suficien-

te.

[00104] Os exemplos 52 e 53 foram casos onde nem Ti nem Nb foram incluídos. Uma grande quantidade de V e Cr foram adicionadas, de forma que carbeto não dissolvidos com nitreto como núcleos foram formados, de forma que a redução na área no teste de tensão ou alongamento após a trefilação foi baixa e a capacidade de trabalho foi reduzida.

[00105] Nos Exemplos 54 e 55, enquanto Ti e Nb foram adicionados, o N é excessivo e os carbeto não dissolvidos com azoteto como núcleos foram formados, de modo que a redução na área no teste de tensão ou alongamento após a trefilação foi baixa e a capacidade de trabalho foi reduzida.

[00106] Nos exemplos 56 a 59, Ti foi adicionado para fixar N como TiN, mas a quantidade de Ti adicionada foi excessiva e houve efeitos negativos causados por TiN. Devido a isso, a distribuição de inclusões se tornou maior e como resultado disso a redução na área no teste de tensão ou alongamento após a trefilação foi baixa e a capacidade de trabalho foi reduzida.

[00107] Em particular, o Exemplo 57 é o caso no qual a temperatura de aquecimento durante o revenimento foi reduzida e dessa forma uma grande quantidade de carbeto não dissolvidos foi formada.

[00108] Os Exemplos de 60 a 62 são exemplos nos quais Nb foi adicionado, mas a quantidade adicionada foi excessiva, de forma que um grande número de carbeto não dissolvidos foi observado, a redução na área no teste de tensão ou alongamento após a trefilação foi baixa, e a capacidade de trabalho foi reduzida. Nos Exemplos 63 e 64, Al é excessivo, de forma que os óxidos se tornaram maiores e as características de fadiga diminuíram.

[00109] Os Exemplos 65 e 66 são casos nos quais a quantidade adicionada de V é excessiva. Em cada caso, a dureza após o recozi-

mento simulando nitretação foi baixa, o tamanho do grão de austenita anterior tendeu a aumentar, e as características de fadiga a diminuir. Adicionalmente, na nitretação real, em comparação com os exemplos da invenção nos quais V é adicionado nas quantidades definidas, a
5 dureza da camada de superfície é menor, a profundidade de nitretação é menor, mesmo com o mesmo tempo de nitretação, e outras diferenças ocorrem no desempenho após a nitretação.

[00110] Nos Exemplos 67 e 68, a quantidade adicionada de Cr é muito pequena, a dureza após o recozimento simulando nitretação é
10 baixa, a camada endurecida de superfície no momento da nitretação se torna fina, e as características de fadiga diminuem.

[00111] Os Exemplos 69 a 71 são casos nos quais a temperatura de resfriamento no momento do revenimento é alta e o tempo de resfriamento é curto. Devido a isso, a dureza após o recozimento é insuficiente, e, em termos de aplicação prática, as áreas em torno das marcas de manuseio leves se tornam quebradiças devido à transformação
15 induzida por tensão, de forma que a capacidade de trabalho diminui.

[00112] Os Exemplos 72 e 73 são exemplos quando a temperatura de aquecimento durante o revenimento é muito alta. O tamanho de grão de austenita anterior se torna maior, o valor de impacto se torna menor, e as características de fadiga diminuem.
20

[00113] Os Exemplos 74 a 77 são casos nos quais quando C ou Si são menores do que o definido. A resistência à tração após o recozimento diminui, de forma que a resistência à fadiga não pode ser garantida.
25

[00114] Aplicabilidade Industrial

[00115] O aço da presente invenção, devido ao percentual de área e à densidade dos carbeto esféricos com base em cementita, e com base na liga no fio de aço para molas de enrolamento a frio, tamanho
30 de grão de austenita e quantidade de austenita retida são feitas pe-

quenas, é aumentado em resistência para 2000 MPa ou mais, recebe capacidade de enrolamento e permite a produção de molas com alta resistência e excelente característica de ruptura.

REIVINDICAÇÕES

1. Aço para mola de alta resistência, **caracterizado** pelo fato de compreender, por % de massa:

- 5 C: 0,5 a 0,9%;
Si: 1,0 a 3,0%,
Mn: 0,1 a 1,5%;
Cr: 1,0 a 2,5%;
V: acima de 0,15 a 1,0%;
Al: 0,005% ou menos;
10 Nb: 0,001 a menos de 0,01%;
controlando N para 0,007% ou menos; e
restante de Fe e impurezas inevitáveis.

2. Aço para mola de alta resistência, de acordo com a reivindicação 1, **caracterizado** pelo fato de conter adicionalmente pelo menos um entre:

- Ti: 0,001 a menos de 0,005%
W: 0,05 a 0,5%; e
Mo: 0,05 a 0,5%.

3. Aço para mola de alta resistência, de acordo com a reivindicação 1 ou a reivindicação 2, **caracterizado** pelo fato de conter adicionalmente, por % de massa, um ou dois ou mais dentre:

- Ni: 0,05 a 3,0%;
Cu: 0,05 a 0,5%;
Co: 0,05 a 3,0%; e
25 B: 0,0005 a 0,006%.

4. Aço para mola de alta resistência, de acordo com qualquer uma das reivindicações de 1 a 3, caracterizado pelo fato de conter adicionalmente, por % de massa, um ou dois ou mais dentre:

- Te: 0,0002 a 0,01%;
30 Sb: 0,0002 a 0,01%;

Mg: 0,0001 a 0,0005%;

Zr: 0,0001 a 0,0005%;

Ca: 0,0002 a 0,01%; e

Hf: 0,0002 a 0,01%.

Fig. 1

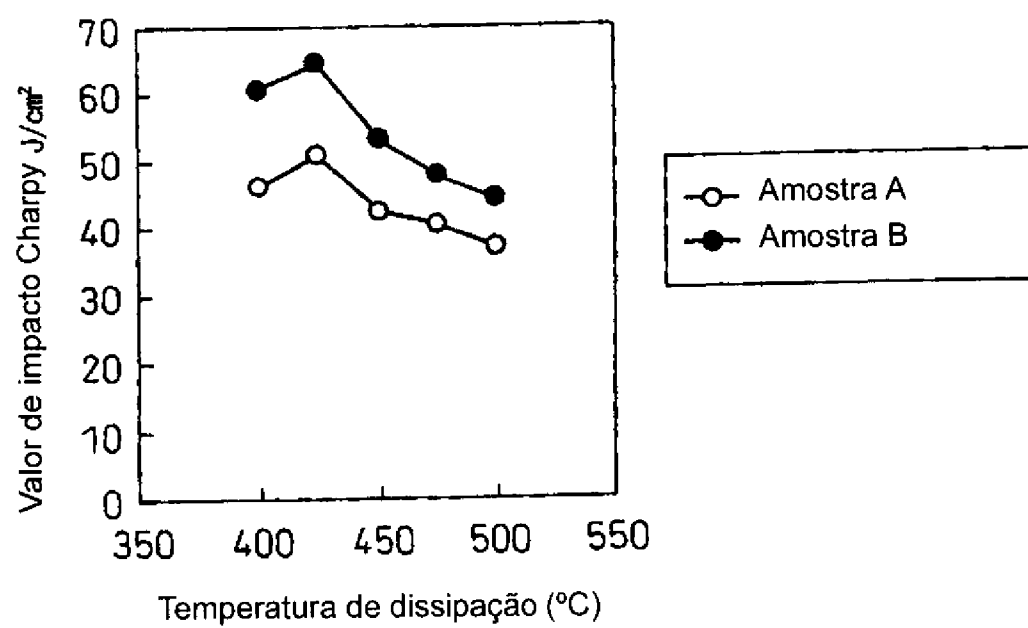
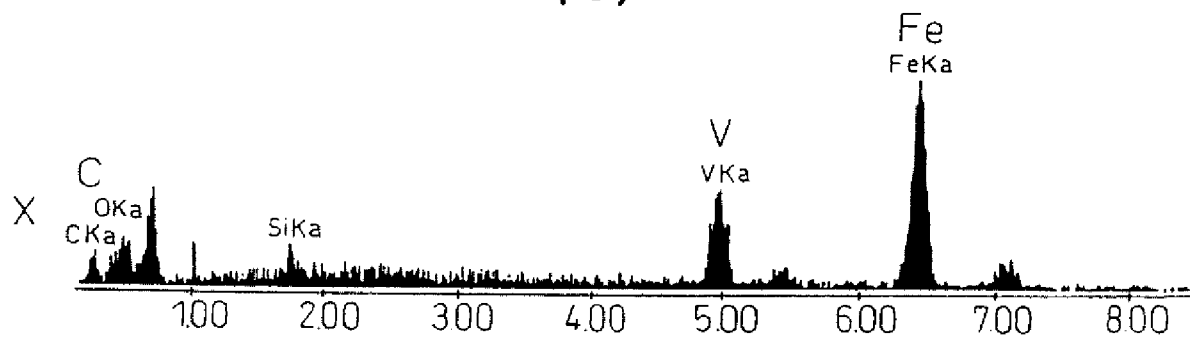


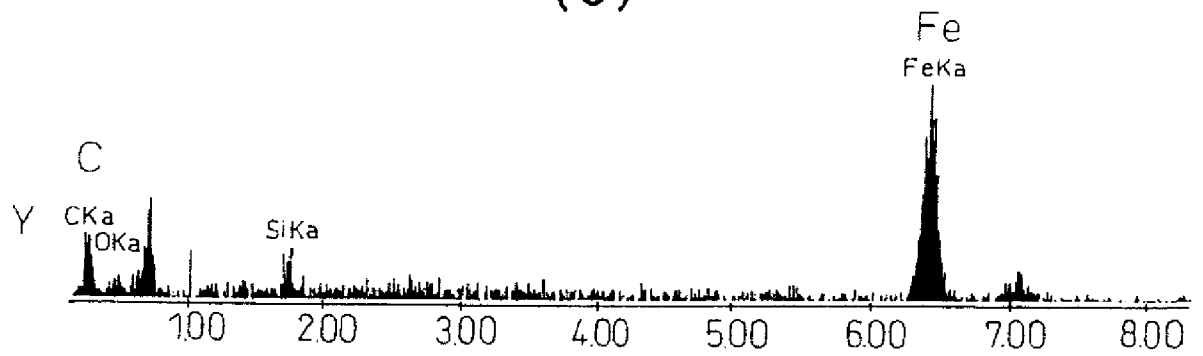
Fig. 2
(a)



(b)



(c)



RESUMO

Patente de Invenção: **"AÇO PARA MOLA DE ALTA RESISTÊNCIA"**.

A presente invenção refere-se a um aço para mola de alta resistência tratado termicamente possuindo uma resistência à tração de 2000 MPa ou mais, que é enrolado no estado frio e pode alcançar ambas uma resistência atmosférica e uma capacidade de enrolamento suficientes, sendo caracterizado pelo fato de compreender, por % de massa, C: 0,5 a 0,9%, Si: 1,0 a 3,0%, Mn: 0,1 a 1,5%, Cr: 1,0 a 2,5%, V: acima de 0,15 até 1,0%, Al: 0,005% ou menos, Nb: 0,001 a menos de 0.01%, controlando N para 0,007% ou menos, e restante de Fe e impurezas inevitáveis. O aço poderá incluir ainda pelo menos um de Ti: 0,001 a menos 0,005%, W: 0,05 a 0,5% e Mo: 0,05 a 0,5%. O aço pode apresentar uma resistência à tração de 2000 MPa ou mais, possuindo carbeto esféricos com base em cementita e carbeto esféricos com base em liga em um campo visual microscópico satisfazendo um percentual de área de carbeto, com um diâmetro equivalente ao círculo de 0,2 μm ou mais, de 7% ou menos, e uma densidade de carbeto com um diâmetro equivalente ao círculo de 1 grão/ μm^2 ou menos, possuindo um número de tamanho de grão de austenita anterior de N° 10 ou mais, e possuindo austenita retida de 15% de massa ou menos.