



República Federativa do Brasil
Ministério da Economia
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

(11) BR 112015008461-3 B1



(22) Data do Depósito: 03/02/2014

(45) Data de Concessão: 19/01/2021

(54) Título: MÉTODO DE PROCESSAMENTO DE UMA PEÇA DE TRABALHO PARA INIBIR A PRECIPITAÇÃO DE COMPOSTOS INTERMETÁLICOS

(51) Int.Cl.: C21D 8/00; C21D 11/00; C22C 38/00; C22C 38/42; C22C 38/44; (...).

(30) Prioridade Unionista: 26/02/2013 US 13/777,066.

(73) Titular(es): ATI PROPERTIES LLC.

(72) Inventor(es): ROBIN M. FORBES JONES; ERIN T. MCDEVITT.

(86) Pedido PCT: PCT US2014014405 de 03/02/2014

(87) Publicação PCT: WO 2014/133718 de 04/09/2014

(85) Data do Início da Fase Nacional: 15/04/2015

(57) Resumo: MÉTODOS PARA PROCESSAMENTO DE LIGAS Um método de processamento de uma peça de trabalho para inibir a precipitação de compostos intermetálicos inclui, pelo menos, um de processar termomecanicamente e resfriamento de uma peça de trabalho, incluindo uma liga austenítica. Durante o pelo menos um de trabalho termomecânico e o resfriamento da peça de trabalho, a liga austenítica está em temperaturas em uma faixa de temperatura que inclui a temperatura imediatamente abaixo de uma temperatura solvus sigma calculada da liga austenítica abaixo de uma temperatura de resfriamento durante um tempo não superior a um tempo de resfriamento crítico.

“MÉTODO DE PROCESSAMENTO DE UMA PEÇA DE TRABALHO PARA INIBIR A PRECIPITAÇÃO DE COMPOSTOS INTERMETÁLICOS”

FUNDAMENTO DA TECNOLOGIA

CAMPO DA TECNOLOGIA

[001]A presente invenção refere-se a métodos de ligas. Os presentes métodos podem encontrar aplicação em, por exemplo, e sem limitação, as indústrias química, de mineração, de petróleo e de gás.

DESCRIÇÃO DO FUNDAMENTO DA TECNOLOGIA

[002]As peças em ligas metálicas utilizadas em instalações de processamento químico podem estar em contato com compostos altamente corrosivos e/ou erosivos em condições exigentes. Estas condições podem submeter peças em ligas metálicas a altas tensões e agressivamente promove a corrosão e erosão, por exemplo. Se for necessário substituir partes gastas, corroídas ou metálicas do equipamento de processamento químico, pode ser necessário suspender as operações das instalações por um período de tempo. Portanto, estender a vida útil serviço de peças em ligas metálicas utilizadas em instalações de processamento químico pode reduzir o custo do produto. A vida útil pode ser prolongada, por exemplo, através da melhoria das propriedades mecânicas e/ou resistência à corrosão das ligas.

[003]Da mesma forma, em operações de perfuração de petróleo e gás, componentes da coluna de perfuração podem se degradar devido às condições mecânica, química e/ou ambientais. Os componentes da coluna de perfuração podem ser submetidos a um impacto, a abrasão, a fricção, ao calor, desgaste, erosão, corrosão e/ou depósitos. Ligas convencionais podem sofrer de uma ou mais limitações que têm impacto sobre a sua utilidade como componentes da coluna de perfuração. Por exemplo, os materiais convencionais podem carecer de propriedades mecânicas suficientes (por exemplo, tensão de escoamento, resistência à tração e/ou resistência à fadiga), possuir insuficiente resistência à corrosão (por exemplo, resistência ao pite e/ou

corrosão sob tensão), ou carecer de propriedades não magnéticas necessárias. Além disso, as propriedades de ligas convencionais podem limitar o tamanho e forma possível dos componentes da coluna de perfuração feitas a partir das ligas. Essas limitações podem reduzir a vida útil dos componentes, complicando e aumentando o custo de perfuração de petróleo e gás.

[004]Aços inoxidáveis não magnéticos de alta resistência, muitas vezes contêm precipitados intermetálicos que diminuem a resistência à corrosão das ligas. Células de corrosão galvânicas que se desenvolvem entre os precipitados intermetálicos e a liga base podem diminuir significativamente a resistência à corrosão de ligas de aço inoxidável de alta resistência não magnéticas utilizadas em operações de perfuração de petróleo e gás.

[005]A composição química ampla de um aço inoxidável austenítico de alta resistência não magnético, destinado a aplicações de exploração e perfuração de produção na indústria de petróleo e gás é divulgada no pedido copendente de patente US 13/331.135, depositado em 20 de dezembro de 2011, que é aqui incorporado por referência na sua totalidade. Foi descoberto que as microestruturas de peças forjadas de alguns dos aços descritos no 'pedido 135' podem incluir precipitados intermetálicos. Acredita-se que os precipitados intermetálicos sejam precipitados de fase σ , constituídos por compostos intermetálicos de Fe-Cr-Ni. Os precipitados de fase σ podem comprometer a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis reveladas no 'pedido 135', o que pode afetar adversamente a adequação dos aços para uso em certos ambientes agressivos de perfuração.

SUMÁRIO

[006]De acordo com um aspecto não limitativo da presente invenção, um método de processamento de uma peça de trabalho para inibir a precipitação de compostos intermetálicos compreende pelo menos um de trabalho termomecânico e resfriamento de uma peça de trabalho incluindo uma liga austenítica. Durante pelo menos

um de trabalho termomecânico e o resfriamento da peça de trabalho, a liga austenítica está em temperaturas em uma faixa de temperatura que inclui a temperatura imediatamente inferior a uma temperatura solvus sigma calculada da liga austenítica abaixo de uma temperatura de resfriamento durante um período de tempo não superior a um tempo de resfriamento crítico. A temperatura solvus sigma calculada é uma função da composição da liga austenítica em percentagens em peso e é igual a $1155,8 - (760,4) \cdot (\text{níquel/ferro}) + (1409) \cdot (\text{cromo/ferro}) + (2391,6) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) - (288,9) \cdot (\text{manganês/ferro}) - (634,8) \cdot (\text{cobalto/ferro}) + (107,8) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$. A temperatura de resfriamento é uma função da composição da liga austenítica em percentagens em peso e é igual a $1290,7 - (604,2) \cdot (\text{níquel/ferro}) + (829,6) \cdot (\text{cromo/ferro}) + (1899,6) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) - (635,5) \cdot (\text{cobalto/ferro}) + (1251,3) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$. O tempo de resfriamento crítico é uma função da composição da liga austenítica em percentagens em peso e é igual a $\log_{10} 2,948 + (3,631) \cdot (\text{níquel/ferro}) - (4,846) \cdot (\text{cromo/ferro}) - (11,157) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) + (3,457) \cdot (\text{cobalto/ferro}) - (6,74) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$.

[007]Em certas modalidades não limitativas do método, trabalhar termomecanicamente a peça compreende forjar a peça. Tal forjamento pode compreender, por exemplo, pelo menos um de forjamento por rolos, forjamento entre estampas, rotação equilibrada sem desbaste, forjamento com martelo-pilão, forjamento com estampa fechada, forjamento por prensagem, forjamento a quente automática, forjamento radial, e forjamento por compressão axial. Em certas modalidades não limitativas do método, o tempo de resfriamento crítica está em um intervalo de 10 minutos a 30 minutos, superior a 10 minutos, ou superior a 30 minutos.

[008]Em certas modalidades não limitativas do método, depois de, pelo menos, um de trabalho termomecânico e o resfriamento da peça de trabalho, a peça é aquecida a uma temperatura de recozimento que é pelo menos tão grande como a temperatura solvus sigma calculada, e mantendo a peça de trabalho à temperatura de

recozimento durante um período de tempo suficiente para recozer a peça de trabalho. À medida que a peça de trabalho resfria a partir da temperatura de recozimento, a liga austenítica está em temperaturas em uma faixa de temperatura que inclui uma temperatura um pouco menos do que a temperatura solvus sigma calculada para a temperatura de resfriamento durante um tempo não superior a um tempo de resfriamento crítico.

[009]De acordo com outro aspecto não limitativo da presente invenção, um método de processamento de uma peça de trabalho de liga austenítica para inibir a precipitação de compostos intermetálicos compreende forjar a peça de trabalho, resfriar a peça de trabalho forjada, e, opcionalmente, recozimento da peça resfriada. Durante o forjamento da peça de trabalho e o resfriamento da peça de trabalho forjada, a liga austenítica resfria através de um intervalo de temperatura que inclui a temperatura imediatamente inferior a uma temperatura solvus sigma calculada da liga austenítica para uma temperatura de resfriamento durante um tempo não superior do que um tempo de resfriamento crítico. A temperatura solvus sigma calculada é uma função da composição da liga austenítica em percentagens em peso e é igual a $1155,8 - (760,4) \cdot (\text{níquel/ferro}) + (1409) \cdot (\text{cromo/ferro}) + (2391,6) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) - (288,9) \cdot (\text{manganês/ferro}) - (634,8) \cdot (\text{cobalto/ferro}) + (107,8) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$. A temperatura de resfriamento é uma função da composição da liga austenítica em percentagens em peso e é igual a $1290,7 - (604,2) \cdot (\text{níquel/ferro}) + (829,6) \cdot (\text{cromo/ferro}) + (1899,6) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) - (635,5) \cdot (\text{cobalto/ferro}) + (1251,3) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$. O tempo de resfriamento crítico é uma função da composição da liga austenítica em percentagens em peso e é igual a $\log_{10} 2,948 + (3,631) \cdot (\text{níquel/ferro}) - (4,846) \cdot (\text{cromo/ferro}) - (11,157) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) + (3,457) \cdot (\text{cobalto/ferro}) - (6,74) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$. Em certas modalidades não limitativas, forjar a peça compreende pelo menos um de forjamento por rolos, forjamento entre estampas, rotação equilibrada sem desbaste, forjamento com martelo-pilão, forjamento com estampa

fechada, forjamento por prensagem, forjamento a quente automática, forjamento radial, e forjamento por compressão axial.

[010]Em certas modalidades não limitativas do método, forjar a peça de trabalho ocorre inteiramente em temperaturas superiores a temperatura solvus sigma calculada. Em certas outras modalidades não limitativas do método, forjar a peça ocorre através da temperatura solvus sigma calculada. Em certas modalidades não limitativas do método, o tempo de resfriamento é crítico em um intervalo de 10 minutos para 30 minutos, superior a 10 minutos e superior a 30 minutos.

BREVE DESCRIÇÃO DOS DESENHOS

[011]As características e vantagens do aparelho e os métodos aqui descritos podem ser mais compreendida por referência aos desenhos anexos, nos quais:

[012]FIG. 1 é uma micrografia que mostra precipitados intermetálicos deletérios na microestrutura ao raio médio de uma peça de trabalho forjada radial de uma liga austenítica não magnética;

[013]FIG. 2 é uma curva de transformação isotérmica ou curva TTT prevendo a cinética para 0,1 por cento em peso de precipitação intermetálica de fase σ em uma liga;

[014]A FIG. 3 é um gráfico que mostra a temperatura de centro de peça calculada, temperatura no centro calculada, a temperatura da superfície calculada, e as temperaturas reais derivadas do forjamento radial de peças experimentais de ligas austeníticas de acordo com os métodos da presente invenção;

[015]A FIG. 4 é uma curva TTT, associada com temperaturas e tempos de conformação e resfriamento, de acordo com modalidades da presente invenção;

[016]A FIG. 5 é uma ilustração esquemática de uma modalidade não limitativa de um processo de acordo com a presente invenção para a produção de formas de diâmetro específicas de um aço não magnético de elevada resistência útil para aplicações de perfuração de exploração e produção na indústria de petróleo e gás;

[017]FIG. 6 é um diagrama TTT para uma modalidade de uma liga tendo um tempo de resfriamento crítico relativamente curto como calculada de acordo com uma modalidade da presente invenção;

[018]A FIG. 7 é uma micrografia de uma região central de uma peça de trabalho de diâmetro de 9 polegadas como forjada produzida usando um tempo de resfriamento real maior do que o tempo de resfriamento crítico calculado necessário para evitar a precipitação intermetálica de fase sigma de acordo com a presente divulgação;

[019]A FIG. 8 é um diagrama TTT para uma modalidade de uma liga tendo um tempo de resfriamento crítico relativamente longo como calculado de acordo com uma modalidade da presente invenção;

[020]A FIG. 9 é uma micrografia que mostra a microestrutura do raio médio de uma peça de trabalho de 9 polegadas de diâmetro como forjada utilizando um tempo de resfriamento real menor que o tempo de resfriamento crítico calculado para evitar a precipitação intermetálica de fase sigma de acordo com a presente divulgação;

[021]A FIG. 10 é um gráfico da temperatura em função da distância a partir da parede posterior de um forno de gradiente para tratamentos térmicos utilizados no Exemplo 3 da presente divulgação;

[022]A FIG. 11 é um diagrama TTT traçando gradientes de temperatura de amostragem (linhas horizontais) e tempos de resfriamento críticos (linhas verticais) utilizados no Exemplo 3 da presente divulgação;

[023]A FIG. 12 é uma figura sobrepondo microestruturas das amostras mantidas durante 12 minutos a diversas temperaturas em um diagrama TTT para o Exemplo 3 da presente divulgação;

[024]A FIG. 13 é uma figura sobrepondo microestruturas para amostras mantidas a 1080°F durante vários tempos em um diagrama TTT para o Exemplo 3 da

presente divulgação;

[025]A FIG. 14A é uma micrografia que mostra a microestrutura de uma região de superfície de uma liga do Exemplo 4 da presente divulgação que foi recozida e resfriada dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a presente invenção e é desprovida de precipitados de fase sigma;

[026]A FIG. 14B é uma micrografia que mostra a microestrutura a uma região de centro de uma liga do Exemplo 4 da presente divulgação que foi recozida, mas não resfria dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a presente divulgação e apresenta precipitados de fase sigma;

[027]A FIG. 15A é uma micrografia que mostra a microestrutura de uma região de superfície de uma liga do Exemplo 5 da presente divulgação que foi forjada e resfriada dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a presente invenção e é desprovido de precipitados de fase sigma;

[028]A FIG. 15B é uma micrografia que mostra a microestrutura a uma região de centro de uma liga do Exemplo 5 da presente divulgação que foi forjada e resfriada dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a presente invenção e é desprovido de precipitados de fase sigma;

[029]A FIG. 16A é uma micrografia que mostra a microestrutura a um raio médio de uma liga do Exemplo 6 da presente descrição que foi forjada e resfriada por um tempo que excedeu o tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a presente divulgação e apresenta precipitados em fase sigma nos contornos de grão;

[030]A FIG. 16B é uma micrografia que mostra a microestrutura a um raio médio de uma liga do Exemplo 6 da presente descrição que foi forjada e resfriada durante um tempo dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a presente divulgação e não exibe precipitados de fase sigma nos contornos de grão;

[031]A FIG. 17A é uma micrografia que mostra a microestrutura de uma

região de superfície de uma liga do Exemplo 7 da presente divulgação que foi forjada e resfriada durante um tempo dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a presente descrição e depois trabalhada a quente sem exibir precipitados na fase sigma precipita nos contornos de grão; e

[032]A FIG. 17B é uma micrografia que mostra a microestrutura de uma região de centro de uma liga do Exemplo 7 da presente divulgação que foi forjada e resfriada durante um tempo dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a presente descrição e depois trabalhada a quente sem exibir precipitados de fase sigma nos contornos de grão.

[033]O leitor irá apreciar os detalhes anteriores, bem como outros, ao considerar a seguinte descrição detalhada de certas modalidades não limitativas de acordo com a presente divulgação.

DESCRIÇÃO DETALHADA DE CERTAS MODALIDADES NÃO LIMITATIVAS

[034]Deve ser compreendido que as descrições de certas modalidades aqui descritas foram simplificadas para ilustrar apenas aqueles elementos, características e aspectos que são relevantes para uma clara compreensão das modalidades divulgadas, eliminando simultaneamente, para fins de clareza, outros elementos, características e aspectos. Pessoas com conhecimentos na técnica, mediante exame da presente descrição das modalidades divulgadas, irão reconhecer que outros elementos e/ou características podem ser desejáveis em uma implementação particular ou aplicação das modalidades divulgadas. No entanto, porque estes outros elementos e/ou características podem ser facilmente determinados e aplicados por especialistas na técnica ao considerar a presente descrição das modalidades divulgadas, e não são, portanto, necessárias para a compreensão completa das modalidades reveladas, uma descrição de tais elementos e/ou recursos não é aqui proporcionada. Como tal, deve ser entendido que a descrição apresentada aqui é meramente exemplificativa e ilustrativa de modalidades divulgadas e não se destina a limitar o escopo da invenção

como definido unicamente pelas reivindicações.

[035] Além disso, qualquer faixa numérica aqui mencionada pretende incluir todas as subfaixas nesta incluídas. Por exemplo, uma faixa de “1 a 10” destina-se a incluir todas as subfaixas entre (e inclusive) o valor mínimo de 1 mencionado e o valor máximo mencionado de 10, isto é, tendo um valor mínimo igual a ou maior do que 1 e um valor máximo de igual ou inferior a 10. Qualquer limitação numérica máxima aqui mencionada pretende incluir todos os limites numéricos inferiores aqui incluídos e qualquer limitação numérica mínima aqui mencionada pretende incluir todos os limites numéricos mais elevados aqui incluídos. Assim, os Requerentes reservam o direito de alterar a presente divulgação, incluindo as reivindicações, para expressamente mencionar quaisquer subfaixas subsumidas dentro das faixas expressamente aqui citadas. Todas essas faixas são destinadas a ser inerentemente aqui divulgadas de forma que alterar para expressamente mencionar as referidas subfaixas que cumpram os requisitos de 35 U.S.C. § 112, primeiro parágrafo, e 35 U.S.C. § 132 (a).

[036] Os artigos gramaticais “um”, “uma”, “um”, e “o”, como aqui utilizados, se destinam a incluir “pelo menos um” ou “um ou mais”, salvo indicação em contrário. Assim, os artigos são aqui utilizados para referir a um ou mais de um (*ou seja*, a pelo menos um) dos objetos gramaticais do artigo. A título de exemplo, “um componente” significa um ou mais componentes, e, portanto, possivelmente, mais do que um componente está contemplado e pode ser utilizado ou empregado em uma implementação de modalidades descritas.

[037] Todas as percentagens e proporções são calculadas com base no peso total da composição da liga, salvo indicação em contrário.

[038] Qualquer patente, publicação, ou outro material de divulgação que é dito sendo incorporado, no todo ou em parte, por referência é aqui incorporado apenas na medida em que o material incorporado não entra em conflito com as definições existentes, declarações ou outro material de divulgação estabelecido nesta divulgação.

Como tal, e na medida do necessário, a divulgação como aqui estabelecida substitui qualquer material conflitante aqui incorporado por referência. Qualquer material, ou parte dele, que se diz ser incorporado por referência, mas que entra em conflito com as definições existentes, declarações, ou outro material de divulgação aqui estabelecido é apenas incorporado na medida em que não existe qualquer conflito entre esse material incorporado e o material de divulgação existente.

[039]A presente invenção inclui a descrição de várias modalidades. Deve ser entendido que todas as modalidades aqui descritas são exemplares, ilustrativas, e não limitativas. Assim, a invenção não é limitada pela descrição das várias modalidades exemplares, ilustrativas, e não limitativas. Em vez disso, a invenção é definida apenas pelas reivindicações, que podem ser alteradas para mencionar quaisquer características expressamente ou intrinsecamente descritas ou de outra forma expressamente ou intrinsecamente apoiadas pela presente divulgação.

[040]Tal como aqui utilizado, os termos “conformação”, “forjamento”, e “forjamento radial” referem-se a formas de transformação termomecânicas (“TMP”), que podem também ser aqui referidos como “trabalho termomecânico”. Trabalho termomecânico é definido aqui como geralmente cobrindo uma variedade de processos de formação de metal que combinam tratamentos térmicos e de deformação controlados para obter efeitos sinérgicos, tais como melhoria na resistência, sem perda de resistência. Esta definição de trabalho termomecânico é consistente com o significado atribuído em, por exemplo, ASM Materials Engineering Dictionary, J.R. Davis, ed., ASM International (1992), p. 480.

[041]As ligas convencionais utilizadas em aplicações de processamento químico, mineração e/ou petróleo e gás podem não ter um nível ideal de resistência à corrosão e/ou um nível ideal de uma ou mais propriedades mecânicas. Várias modalidades das ligas processadas como aqui discutidas podem ter certas vantagens sobre as ligas convencionais, incluindo, entre outras, resistência à corrosão melhorada e/ou

propriedades mecânicas. Certas modalidades de ligas processadas como aqui descrito podem exibir uma ou mais propriedades mecânicas melhoradas, sem qualquer redução na resistência à corrosão, por exemplo. Certas modalidades podem exibir propriedades de impacto melhoradas, soldabilidade, resistência à fadiga de corrosão, resistência à aspereza, e/ou resistência à fragilidade devido à ação de hidrogênio em relação a certas ligas convencionais.

[042]Em várias modalidades, ligas processadas como descrito aqui pode exibir resistência à corrosão aumentada e/ou propriedades mecânicas vantajosas adequadas para utilização em aplicações exigentes. Sem pretender se ligar a qualquer teoria em particular, acredita-se que algumas das ligas processadas tal como aqui descrito possam apresentar uma maior resistência à tração, por exemplo, devido a uma melhor resposta ao endurecimento por deformação a partir de deformação, enquanto mantém uma elevada resistência à corrosão. Endurecimento por deformação ou trabalho a frio pode ser utilizado para endurecer os materiais que normalmente não respondem bem ao processamento térmico. Uma pessoa especialista na técnica, no entanto, irá apreciar que a natureza exata da estrutura trabalhada a frio pode depender do material, deformação aplicada, taxa de deformação e/ou a temperatura da deformação. Sem pretender se ligar a qualquer teoria em particular, acredita-se que endurecimento por deformação de liga tendo a composição aqui descrita pode produzir de forma mais eficiente uma liga que apresenta uma melhor resistência à corrosão e/ou propriedades mecânicas do que determinadas ligas convencionais.

[043]Em certas modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende, consiste essencialmente em, ou consiste em, cromo, cobalto, cobre, ferro, manganês, molibdênio, níquel, carbono, nitrogênio, tungstênio e impurezas acidentais. Em certas modalidades não limitativas, a liga austenítica pode, mas não precisa, incluir um ou mais de alumínio, silício, titânio, boro, fósforo, enxofre, nióbio, tântalo, rutênio,

vanádio, zircônio e, assim como elementos traços ou como impurezas acidentais.

[044]Além disso, de acordo com várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica transformada por um método da presente invenção compreende, consiste essencialmente em, ou consiste em, em percentagens em peso com base no peso total da liga, até 0,2 de carbono, até 20 de manganês, 0,1 a 1,0 de silício, 14,0 a 28,0 de cromo, 15,0 a 38,0 de níquel, 2,0 a 9,0 de molibdênio, 0,1 a 3,0 de cobre, 0,08 a 0,9 de nitrogênio, 0,1 a 5,0 de tungstênio, 0,5 a 5,0 de cobalto, até 1,0 de titânio, até 0,05 de boro, até 0,05 de fósforo, até 0,05 de enxofre, ferro e impurezas acidentais.

[045]Além disso, de acordo com várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende, consiste essencialmente em, ou consiste em, em percentagens em peso com base no peso da liga total até 0,05 de carbono, 1,0 a 9,0 de manganês, 0,1 a 1,0 de silício, 18,0 a 26,0 de cromo, 19,0 a 37,0 de níquel, 3,0 a 7,0 de molibdênio, 0,4 a 2,5 de cobre, 0,1 a 0,55 de nitrogênio, 0,2 a 3,0 de tungstênio, de 0,8 a 3,5 de cobalto, até 0,6 de titânio, um percentual em peso combinado de nióbio e tântalo não maior do que 0,3, até 0,2 de vanádio, até 0,1 de alumínio, até 0,05 de boro, até 0,05 de fósforo, até 0,05 de enxofre, ferro e impurezas acidentais.

[046]Além disso, de acordo com várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção podem compreender, consistir essencialmente em, ou consistir em, em percentagens em peso com base no peso total da liga, de até 0,05 de carbono, 2,0 a 8,0 de manganês, 0,1 a 0,5 de silício, 19,0 a 25,0 de cromo, 20,0 a 35,0 de níquel, 3,0 a 6,5 de molibdênio, 0,5 a 2,0 de cobre, 0,2 a 0,5 de nitrogênio, 0,3 a 2,5 de tungstênio, 1,0 a 3,5 de cobalto, até 0,6 de titânio, um percentual em peso combinado de nióbio e tântalo não superior a 0,3, até 0,2 de vanádio, até 0,1 de alumínio, até 0,05 de boro, até 0,05 de fósforo, até 0,05 de enxofre, ferro e impurezas acidentais.

[047]Em várias modalidades não limitativas, da composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende carbono em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 2,0; até 0,8; até 0,2; até 0,08; até 0,05; até 0,03; 0,005 a 2,0; 0,01 a 2,0; 0,01 a 1,0; 0,01 a 0,8; 0,01 a 0,08; 0,01 a 0,05; e 0,005 a 0,01.

[048]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga de acordo com a presente divulgação pode compreender manganésio, em qualquer das seguintes faixas de percentagem em peso: até 20,0; até 10,0; 1,0 a 20,0; 1,0 a 10; 1,0 a 9,0; 2,0 a 8,0; 2,0 a 7,0; 2,0 a 6,0; 3,5 a 6,5; e de 4,0 a 6,0.

[049]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende silício em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 1,0; 0,1 a 1,0; 0,5 a 1,0; e 0,1 a 0,5.

[050]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende cromo em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: 14,0 a 28,0; 16,0 a 25,0; 18,0 a 26; 19,0 a 25,0; 20,0 a 24,0; 20,0 a 22,0; 21,0 a 23,0; e 17,0 a 21,0.

[051]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende níquel em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: 15,0 a 38,0; 19,0 a 37,0; 20,0 a 35,0; e 21,0 a 32,0.

[052]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende molibdênio em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: 2,0 a 9,0; 3,0 a 7,0; 3,0 a 6,5; 5,5 a 6,5; e 6,0 a 6,5.

[053]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende

cobre, em qualquer das seguintes faixas de percentagem em peso: 0,1 a 3,0; 0,4 a 2,5; 0,5 a 2,0; e 1,0 a 1,5.

[054]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende nitrogênio em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: 0,08 a 0,9; 0,08 a 0,3; 0,1 a 0,55; 0,2 a 0,5; e de 0,2 a 0,3. Em certas modalidades, nitrogênio na liga austenítica pode ser limitado a 0,35 por cento em peso ou 0,3 por cento em peso para dirigir a sua solubilidade limitada na liga.

[055]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende tungstênio em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: 0,1 a 5,0; 0,1 a 1,0; 0,2 a 3,0; 0,2 a 0,8; e 0,3 a 2,5.

[056]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende cobalto em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 5,0; 0,5 a 5,0; 0,5 a 1,0; 0,8 a 3,5; 1,0 a 4,0; 1,0 a 3,5; e 1,0 a 3,0. Em certas modalidades, cobalto inesperadamente melhorou as propriedades mecânicas da liga. Por exemplo, em certas modalidades da liga, adições de cobalto podem fornecer a um aumento de até 20% na resistência, até um aumento de 20% no alongamento, e/ou resistência à corrosão melhorada. Sem pretender se ligar a qualquer teoria em particular, acredita-se que a substituição de ferro com cobalto pode aumentar a resistência à formação de precipitação em fase sigma deletéria na liga após conformação a quente em relação às variantes não contendo cobalto que apresentaram níveis mais elevados de fase sigma nos contornos de grão após conformação a quente.

[057]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a invenção compreende uma razão percentual de peso de cobalto/tungstênio a partir de 2:1 a 5:1, ou de 2:1 a 4 :1. Em

certas modalidades, por exemplo, a razão percentual de peso de cobalto/tungstênio pode ser de cerca de 4:1. A utilização de cobalto e tungstênio pode conferir fortalecimento em solução sólida da liga.

[058]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende titânio em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 1,0; até 0,6; até 0,1; até 0,01; 0,005 a 1,0; e 0,1 a 0,6.

[059]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende zircônio em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 1,0; até 0,6; até 0,1; até 0,01; 0,005 a 1,0; e 0,1 a 0,6.

[060]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende nióbio e/ou tântalo em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 1,0; até 0,5; até 0,3; 0,01 a 1,0; 0,01 a 0,5; 0,01 a 0,1; e 0,1 a 0,5.

[061]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende um percentual em peso combinado de nióbio e tântalo, em qualquer uma das seguintes faixas: até 1,0; até 0,5; até 0,3; 0,01 a 1,0; 0,01 a 0,5; 0,01 a 0,1; e 0,1 a 0,5.

[062]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende vanádio em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 1,0; até 0,5; até 0,2; 0,01 a 1,0; 0,01 a 0,5; 0,05 a 0,2; e 0,1 a 0,5.

[063]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende alumínio em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 1,0; até 0,5; até 0,1; até 0,01; 0,01 a 1,0; 0,1 a 0,5; e 0,05 a 0,1.

[064]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende boro, em qualquer das seguintes faixas de percentagem em peso: até 0,05; até 0,01; até 0,008; até 0,001; até 0,0005.

[065]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende fósforo em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 0,05; até 0,025; até 0,01; e até 0,005.

[066]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende enxofre em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 0,05; até 0,025; até 0,01; e até 0,005.

[067]Em várias modalidades não limitativas, o balanço da composição de uma liga austenítica de acordo com a presente invenção pode compreender, consistir essencialmente em, ou consiste em ferro e impurezas acidentais. Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende ferro em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 60; até 50; 20 a 60; 20 a 50; 20 a 45; 35 a 45; 30 a 50; 40 a 60; 40 a 50; 40 a 45; e 50 a 60.

[068]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende um ou mais elementos traços. Tal como aqui utilizado, “elementos traços” refere-se a elementos que podem estar presentes na liga, como resultado da composição das matérias-primas e/ou o método de fusão empregue e que estão presentes em concentrações que não afetam negativamente as propriedades significativamente importantes da liga, uma vez que essas propriedades são geralmente aqui descritas. Elementos traços podem incluir, por exemplo, um ou mais de titânio, zircônio, nióbio,

tântalo, vanádio, alumínio e boro em qualquer uma das concentrações aqui descritas. Em certas modalidades não limitativas, elementos traços podem não estar presentes em ligas de acordo com a presente divulgação. Como é conhecido na técnica, na produção de ligas, elementos traços tipicamente podem ser em grande parte ou totalmente eliminados por seleção de determinados materiais de partida e/ou utilização de determinadas técnicas de processamento. Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica de acordo com a presente invenção pode compreender uma concentração total de elementos-traço em qualquer uma das seguintes faixas de percentuais em peso: até 5,0; até 1,0; até 0,5; até 0,1; 0,1 a 5,0; 0,1 a 1,0; e 0,1 a 0,5.

[069]Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende uma concentração total de impurezas acidentais, em qualquer uma das seguintes faixas de percentagem em peso: até 5,0; até 1,0; até 0,5; até 0,1; 0,1 a 5,0; 0,1 a 1,0; e 0,1 a 0,5. Tal como aqui geralmente utilizado, o termo “impurezas acidentais” refere-se a elementos presentes na liga, em concentrações menores. Tais elementos podem incluir um ou mais de bismuto, cálcio, cério, lantânio, chumbo, oxigênio, fósforo, rutênio, prata, selênio, enxofre, telúrio, estanho e zircônio. Em várias modalidades não limitativas, impurezas acidentais individuais na composição de uma liga austenítica processada de acordo com a presente divulgação não excedem as seguintes percentagens máximas em peso: 0,0005 bismuto; 0,1 de cálcio; 0,1 cério; 0,1 lantânio; 0,001 chumbo; 0,01 estanho, 0,01 oxigênio; 0,5 rutênio; 0,0005 prata; 0,0005 selênio; e 0,0005 telúrio. Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção, a percentagem em peso combinado de cério, lantânio, e a presença de cálcio na liga (se presente) pode ser de até 0,1. Em várias modalidades não limitativas, a percentagem em peso combinada de cério e/ou lantânio presente na composição de uma liga

austenítica pode ser de até 0,1. Outros elementos que podem estar presentes como impurezas acidentais na composição de ligas austeníticas processadas como aqui descrito, serão evidentes para os especialistas na técnica. Em várias modalidades não limitativas, a composição de uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção compreende uma concentração total de elementos traços e impurezas acidentais, em qualquer das seguintes faixas de percentagem em peso: até 10,0; até 5,0; até 1,0; até 0,5; até 0,1; 0,1 a 10,0; 0,1 a 5,0; 0,1 a 1,0; e 0,1 a 0,5.

[070]Em várias modalidades não limitativas, uma liga austenítica processada de acordo com um método da presente invenção podem ser não magnéticas. Esta característica pode facilitar a utilização da liga em aplicações em que as propriedades não magnéticas são importantes. Tais aplicações incluem, por exemplo, certas aplicações de componentes em coluna de perfuração de petróleo e gás. Certas modalidades não limitativas da liga austenítica processada como aqui descrito, podem ser caracterizadas por um valor de permeabilidade magnética (μ_r) dentro de uma determinada faixa. Em várias modalidades não limitativas, o valor de permeabilidade magnética de uma liga processada de acordo com a presente divulgação pode ser menos do que 1,01, menos do que 1,005, e/ou menos do que 1,001. Em várias modalidades, a liga pode ser substancialmente isenta de ferrita.

[071]Em várias modalidades não limitativas, uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção pode ser caracterizada por um número equivalente de resistência ao pite (PREN) dentro de uma determinada faixa. Como é entendido, PREN atribui um valor relativo à resistência esperada da uma liga à corrosão por pite em um ambiente com cloreto. Geralmente, as ligas que têm maior PREN se espera que tenham uma melhor resistência à corrosão do que as ligas que têm PREN inferior. Um cálculo de PREN particular fornece um valor PREN₁₆ usando a seguinte fórmula, em que as percentagens são percentagens em peso com base no

peso total da liga:

$$\text{PREN}_{16} = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) + 1,65(\%W)$$

Em várias modalidades não limitativas, uma liga processada usando um método de acordo com a presente invenção podem ter um valor PREN_{16} em qualquer uma das seguintes faixas: até 60; até 58; maior que 30; maior do que 40; maior do que 45; maior do que 48; 30 a 60; 30 a 58; 30 a 50; 40 a 60; 40 a 58; 40 a 50; e 48 a 51. Sem pretender se ligar a qualquer teoria em particular, acredita-se que um maior valor PREN_{16} pode indicar uma probabilidade maior de que a liga vai apresentar resistência suficiente à corrosão em ambientes tais como, por exemplo, em ambientes altamente corrosivos, que podem existir em, por exemplo, equipamentos de processamento químico e para o ambiente de fundo de poço ao qual a coluna de perfuração é submetida em aplicações de perfuração de petróleo e gás. Ambientes agressivamente corrosivos podem submeter a uma liga, por exemplo, compostos alcalinos, soluções de cloreto acidificadas, soluções de sulfureto acidificadas, peróxidos, e/ou CO_2 , juntamente com temperaturas extremas.

[072]Em várias modalidades não limitativas, uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção pode ser caracterizada por um coeficiente de sensibilidade para evitar valor de precipitações (CP) dentro de uma determinada faixa. O conceito de um valor CP é descrito em, por exemplo, Patente US 5.494.636, intitulada “Austenitic Stainless Steel Having High Properties”. Em geral, o valor CP é uma indicação relativa da cinética de precipitação de fases intermetálicas em uma liga. Um valor CP pode ser calculado usando a seguinte fórmula, em que as percentagens são percentagens em peso com base no peso total da liga:

$$\text{CP} = 20(\%Cr) + 0.3(\%Ni) + 30(\%Mo) + 5(\%W) + 10(\%Mn) + 50(\%C) - 200(\%N)$$

Sem pretender se ligar a nenhuma teoria em particular, acredita-se que as ligas que têm um valor CP de menos do que 710 irão apresentar estabilidade austenita

vantajosa que ajuda a minimizar sensibilização HAZ (zona afetada pelo calor) de fases intermetálicas durante a soldagem. Em várias modalidades não limitativas, uma liga processada tal como aqui descrito pode ter uma CP em qualquer uma das seguintes faixas: até 800; até 750; menos do que 750; até 710; menos do que 710; até 680; e 660 a 750.

[073]Em várias modalidades não limitativas, uma liga austenítica de acordo com a presente invenção pode ser caracterizada por uma temperatura crítica de corrosão por pite (CPT) e/ou uma temperatura crítica de corrosão por fresta (CCCT) dentro de faixas particulares. Em certas aplicações, valores CPT e CCCT podem indicar com mais precisão a resistência à corrosão de uma liga do que o valor PREN. CPT e CCCT podem ser medidos de acordo com a norma ASTM G48 a 11, intitulado “Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution”. Em várias modalidades não limitativas, a CPT de uma liga processada de acordo com a presente invenção pode ser pelo menos 45°C, ou mais preferencialmente pelo menos 50°C, e CCCT pode ser pelo menos 25°C, ou mais preferencialmente pelo menos 30°C.

[074]Em várias modalidades não limitativas, uma liga austenítica processada por um método de acordo com a presente invenção pode ser caracterizada por um valor de resistência à corrosão sob tensão (SCC) dentro de uma determinada faixa. O conceito de um valor SCC é descrito em, por exemplo, A. J. Sedricks, Corrosion of Stainless Steels (J. Wiley and Sons 1979). Em várias modalidades não limitativas, o valor SCC de uma liga de acordo com a presente divulgação pode ser determinada por aplicações específicas, de acordo com um ou mais dos seguintes procedimentos: norma ASTM G30-97 (2009), intitulado “Standard Practice for Making and Using U-Bend Stress-Corrosion Test Specimens”; norma ASTM G36-94 (2006), intitulado “Standard Practice for Evaluating Stress-Corrosion-Cracking Resistance of Metals and Alloys in a Boiling Magnesium Chloride Solution”; norma ASTM G39-99 (2011),

“Standard Practice for Preparation and Use of Bent-Beam Stress-Corrosion Test Specimens”; norma ASTM G49-85 (2011), “Standard Practice for Preparation and Use of Direct Tension Stress-Corrosion Test Specimens”; e norma ASTM G123-00 (2011), “Standard Test Method for Evaluating Stress-Corrosion Cracking of Stainless Alloys with Different Nickel Content in Boiling Acidified Sodium Chloride Solution.” Em várias modalidades não limitativas, o valor SCC de uma liga processada de acordo com a presente invenção é suficientemente elevado para indicar que a liga pode suportar solução de cloreto de sódio acidificada em ponto de ebulição adequadamente durante 1000 horas sem sofrer trincas por corrosão sob deformação inaceitáveis, de acordo com avaliação sob a norma ASTM G123-00 (2011).

[075]Descobriu-se que as microestruturas de peças de trabalho forjadas de composições de ligas descritas acima podem conter precipitados intermetálicos deletérios. Acredita-se que precipitados intermetálicos provavelmente são precipitados de fase sigma, isto é, compostos de $(\text{Fe,Ni})_3(\text{Cr,Mo})_2$. Precipitados intermetálicos podem prejudicar a resistência à corrosão das ligas e impactar negativamente a sua aptidão para o serviço de perfuração de petróleo e gás e outros ambientes agressivos. FIG. 1 mostra um exemplo de precipitado intermetálico deletério 12 na microestrutura 10 no raio médio de uma peça de trabalho forjada radial. A composição química da liga mostrada na FIG. 1 está dentro das composições de liga aqui listadas e consistia em, em percentagens em peso baseadas no peso total da liga: 26,0397 de ferro; 33,94 de níquel; 22,88 de cromo; 6,35 de molibdênio; 4,5 de manganês; 3,35 de cobalto; 1,06 de tungstênio; 1,15 de cobre; 0,01 de nióbio; 0,26 de silício; 0,04 de vanádio; 0,019 de carbono; 0,0386 de nitrogênio; 0,015 fósforo; 0,0004 de enxofre; e impurezas acidentais.

[076]Se precipitados intermetálicos estão confinados a uma superfície da liga, moagem de superfície pode ser utilizada para remover a camada deletéria contendo os precipitados intermetálicos, com redução concomitante no rendimento do

produto e no aumento de custos do produto. Em algumas composições de liga, no entanto, precipitados intermetálicos deletérios podem se prolongar significativamente para dentro ou através da seção transversal de uma peça de trabalho forjada radial, no caso em que a peça de trabalho pode ser totalmente imprópria para a condição como forjada radial para aplicações sujeitando a liga a, por exemplo, condições altamente corrosivas. Uma opção para a remoção de precipitados intermetálicos deletérios a partir da microestrutura é tratar com solução a da peça de trabalho forjada radial antes de uma operação de forjamento radial em temperatura de resfriamento. Isto, no entanto, adiciona uma etapa de processamento adicional e aumenta o tempo de ciclo e custo. Além disso, o tempo que leva para resfriar a peça de trabalho a partir da temperatura de recozimento é dependente do diâmetro da peça de trabalho, e deve ser suficientemente rápido para evitar a formação de precipitados intermetálicos deletérios.

[077]Sem pretender se ligar a qualquer teoria em particular, acredita-se que precipitados intermetálicos se formam principalmente porque a cinética de precipitação é suficientemente rápida para permitir a precipitação para ocorrer durante o tempo necessário para formar a peça de trabalho. FIG. 2 é uma curva de transformação isotérmica 20, também conhecida como um “diagrama TTT” ou “curva TTT”, que prevê a cinética para fase σ de 0,1 em peso percentual (fase sigma) da precipitação intermetálico na liga tendo a composição acima descrita para a FIG. 1. Será visto a partir da FIG. 2 que precipitação intermetálica ocorre mais rapidamente, *ou seja*, no tempo mais curto, no vértice 22 ou “nariz” da curva “C”, que compreende a curva de transformação isotérmica 20.

[078]A FIG. 3 é um gráfico que mostra uma combinação 30 de uma temperatura do centro da peça de trabalho 32, temperatura calculada do raio médio 34, temperatura da superfície calculada 36, e as temperaturas reais do forjamento radial de peças de trabalho experimentais de ligas austeníticas tendo as composições químicas

indicadas no Tabela 1. Estas composições caem dentro do escopo das composições de liga descritos acima na presente descrição detalhada. As peças de trabalho tinham um diâmetro de cerca de 10 polegadas, e as temperaturas reais foram medidas utilizando pirômetros ópticos. A temperatura do nariz do diagrama TTT é representada como linha 38. A Tabela 1 mostra também os valores PREN₁₆ para as composições de ligas listadas.

Tabela 1				
Elemento	Corrida 45FJ	Corrida 47FJ	Corrida 48FJ	Corrida 49FJ
C	0,007	0,010	0,018	0,010
Mn	4,47	4,50	4,51	4,55
Cr	20,91	22,26	22,91	21,32
Mo	4,76	6,01	6,35	5,41
Co	2,05	2,60	3,38	2,01
Fe	40,67	32,37	26,20	39,57
Nb	0,01	0,01	0,01	0,01
Ni	25,35	30,07	34,10	25,22
W	0,64	0,84	1,07	0,64
N	0,072	0,390	0,385	0,393
PREN ₁₆	44	50	52	47

[079]Pode ser observado a partir da FIG. 3 que a temperatura de superfície real das peças de trabalho durante o forjamento radial é próxima à temperatura em que a cinética da precipitação intermetálica é mais rápida, assim, promovendo a precipitação fortemente de compostos intermetálicos deletérios.

[080]Usando o software de modelagem termodinâmica JMatPro, disponível a partir Sente Software Ltd., Surrey, Reino Unido, foram determinadas relações entre o conteúdo de elementos específicos em determinadas ligas aqui descritas e (1) o tempo para o ápice da curva de transformação isotérmica e (2) a temperatura na

área do vértice da curva de transformação isotérmica. Determinou-se que o ajuste dos níveis de vários elementos das ligas pode alterar o tempo para o vértice da curva de transformação isotérmica e, assim, permitir o processamento termomecânico que ocorre sem a formação de precipitados intermetálicos deletérios. Exemplos do processamento termomecânicos que podem ser aplicados incluem, entre outros, forjamento radial e forjamento por prensagem.

[081]Em consequência, um aspecto não limitativo da presente divulgação é dirigido a uma relação quantitativa descoberta entre a composição química de um aço austenítico não magnético de alta resistência e o tempo máximo permitido para o processamento da liga à medida que resfria entre uma faixa de temperatura específica de modo a evitar a formação de precipitados intermetálicos deletérios na liga. FIG. 4 é uma curva TTT 48, que mostra uma temperatura solvus sigma calculada 42, uma temperatura de resfriamento 44, e um tempo de resfriamento crítico 50, e também ilustra uma relação 40 de acordo com a presente divulgação que define o tempo máximo ou tempo ou resfriamento crítico 50 permitido processamento da liga à medida que resfria dentro de um intervalo específico de temperatura para evitar a precipitação de compostos intermetálicos deletérios.

[082]A relação 40 ilustrada na FIG. 4 pode ser descrita usando três equações. Equação 1 define a temperatura solvus sigma calculada, representada na FIG. 4 por linha 42.

Equação 1

Temperatura Sigma Solvus Calculada (°F) = $1155.8 - [(760,4) \cdot (\% \text{ níquel} / \% \text{ ferro})] + [(1409) \cdot (\% \text{ cromo} / \% \text{ ferro})] + [(2391,6) \cdot (\% \text{ molibdênio} / \% \text{ ferro})] - [(288,9) \cdot (\% \text{ manganês} / \% \text{ ferro}) - [(634,8) \cdot (\% \text{ cobalto} / \% \text{ ferro})] + [(107,8) \cdot (\% \text{ tungstênio} / \% \text{ ferro})]$.

Quando os aços austeníticos, de acordo com a presente divulgação são iguais ou superiores a temperatura solvus sigma calculada de acordo com a Equação

1, os precipitados intermetálicos deletérios não se formaram nas ligas.

[083]Em uma modalidade não limitativa a peça de trabalho é processada termomecanicamente a uma temperatura em uma faixa de temperatura de processamento termomecânico. A faixa de temperatura é de uma temperatura um pouco abaixo da temperatura solvus sigma calculada 42 da liga austenítica a uma temperatura de resfriamento 44 da liga austenítica. A equação 2 é usada para calcular a temperatura de resfriamento 44 em graus Fahrenheit como uma função da composição química da liga de aço austenítico. Com referência à FIG. 4, a temperatura de resfriamento 44 calculada de acordo com a Equação 2 destina-se a prever a temperatura do vértice 46 da curva de transformação isotérmica 48 da liga.

Equação 2

Temperatura de resfriamento (°F) = $1290,7 - [(604,2) \cdot (\% \text{ níquel} / \% \text{ ferro})] + [(829,6) \cdot (\% \text{ cromo} / \% \text{ ferro})] + [(1899,6) \cdot (\% \text{ molibdênio} / \% \text{ ferro})] - [(635,5) \cdot (\% \text{ cobalto} / \% \text{ ferro})] + [(1251,3) \cdot (\% \text{ tungstênio} / \% \text{ ferro})]$.

[084]A equação 3 é uma equação que prediz o tempo em \log_{10} minutos em que o vértice 46 da curva de transformação isotérmica 48 para a liga em particular ocorre.

Equação 3

Tempo de resfriamento crítico (\log_{10} em minutos) = $2,948 + [(3,631) \cdot (\% \text{ níquel} / \% \text{ ferro})] - [(4,846) \cdot (\% \text{ cromo} / \% \text{ ferro})] - [(11,157) \cdot (\% \text{ molibdênio} / \% \text{ ferro})] + [(3,457) \cdot (\% \text{ cobalto} / \% \text{ ferro})] - [(6,74) \cdot (\% \text{ tungstênio} / \% \text{ ferro})]$.

[085]Com referência à FIG. 4, o momento em que o vértice 46 da curva de transformação isotérmica 48 ocorre é representado pela seta 50. O tempo calculado pela Equação 3 e representado pela seta 50 na FIG. 4 é aqui referido como o “tempo de resfriamento crítico”. Se o tempo durante o qual a liga resfria na faixa de temperatura que se estende por uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada 42 e a temperatura de resfriamento 44 é mais longa do que

o tempo crítico de resfriamento 50, precipitados intermetálicos deletérios podem se formar. Os precipitados intermetálicos podem tornar a liga ou produto impróprio para seu uso pretendido por causa de células de corrosão galvânicas estabelecidas entre os precipitados intermetálicos e a liga base. De modo mais geral, para prevenir a formação de precipitados intermetálicos deletérios, o tempo para processar a liga termomecanicamente em um intervalo de temperatura que inclui uma temperatura imediatamente inferior à temperatura solvus sigma calculada 42 até à temperatura de resfriamento 44 não deve ser maior do que o tempo de resfriamento crítico 50.

[086]Em uma modalidade não limitativa, a peça é deixada resfriar a partir de uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada 42 e a temperatura de resfriamento 44 dentro de um tempo de não mais do que o tempo crítico de resfriamento 50. Será reconhecido que a peça de trabalho pode ser deixada resfriar durante processamento termomecânico da peça. Por exemplo, e não deve ser limitativo, uma peça de trabalho pode ser aquecida a uma temperatura em uma faixa de temperaturas de processamento termomecânico e subsequentemente processada termomecanicamente utilizando um processo de forjamento. À medida que a peça de trabalho é processada termomecanicamente, a peça de trabalho pode resfriar até um certo grau. Em uma modalidade não limitativa, permitir que a peça de trabalho resfrie compreende o resfriamento natural que pode ocorrer durante o processamento termomecânico. De acordo com um aspecto da presente divulgação, é necessário apenas que o tempo em que a peça de trabalho gasta em uma faixa de temperatura de resfriamento que abrange uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada 42 e a temperatura de resfriamento 44, não é maior do que o tempo de resfriamento crítico 50.

[087]De acordo com certas modalidades não limitativas, um tempo de resfriamento crítico que é prático para o forjamento, forjamento radial, ou outro processamento termomecânico de uma peça de trabalho de liga austenítica de acordo com a

presente invenção está dentro de uma faixa de 10 minutos a 30 minutos. Certas outras modalidades não limitativas incluem um tempo de resfriamento crítico superior a 10 minutos, ou superior a 30 minutos. Será reconhecido que, de acordo com os métodos da presente invenção, o tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a equação 3 com base na composição química da liga é o tempo máximo permitido processar termomecanicamente e/ou resfriar em um intervalo de temperatura que inclui a temperatura imediatamente menor do que a temperatura solvus sigma calculada (calculada pela Equação 1 acima) até a temperatura de resfriamento (calculada pela Equação 2 acima).

[088]A temperatura solvus sigma calculada, calculada pela Equação 1, e a temperatura de resfriamento calculada pela Equação 2, definem os pontos finais do intervalo de temperatura ao longo do qual o requisito de tempo de resfriamento, ou, como aqui referido, o tempo de resfriamento crítico, é importante. O tempo durante o qual a liga é trabalhada a quente ou acima da temperatura solvus sigma calculada, calculado de acordo com a Equação 1, não é importante para o presente método, pois os elementos que formam precipitados intermetálicos deletérios aqui tratados permanecem em solução quando a liga está em ou acima da temperatura solvus sigma calculada. Em vez disso, apenas o tempo durante o qual a peça de trabalho está dentro da faixa de temperaturas que abrange uma temperatura imediatamente inferior à temperatura solvus sigma calculada (calculada usando a Equação 1) para a temperatura de resfriamento (calculada utilizando a Equação 2), que é aqui referido como o intervalo de temperatura de resfriamento, é importante para prevenir a precipitação intermetálica deletério de fase σ . A fim de evitar a formação de partículas intermetálicas deletérias de fase σ , o tempo real que a peça de trabalho gasta na faixa de temperatura de resfriamento calculada não deve ser maior do que o tempo crítico de resfriamento calculado como na Equação 3.

[089]Além disso, o tempo durante o qual a peça de trabalho está a uma

temperatura abaixo da temperatura de resfriamento calculada de acordo com a Equação 2 não é importante para o presente método porque abaixo da temperatura de resfriamento, as taxas de difusão dos elementos que compreendem os precipitados intermetálicos deletérios são baixas suficientes para inibir a formação substancial dos precipitados. O tempo total que demora para trabalhar a liga a uma temperatura inferior à temperatura solvus sigma calculada de acordo com a Equação 1 e, em seguida, resfriar a liga à temperatura de resfriamento de acordo com a equação 2, ou seja, o tempo durante o qual a liga está na faixa de temperaturas delimitada por (i) uma temperatura imediatamente inferior à temperatura solvus sigma calculada e (ii) a temperatura de resfriamento, não deve ser maior do que o tempo crítico de resfriamento de acordo com a equação 3.

[090]A Tabela 2 mostra as temperaturas solvus sigma calculadas, calculadas utilizando a equação 1, as temperaturas de resfriamento calculados a partir da equação 2, e os tempos de resfriamento críticos calculados a partir da equação 3 para as três ligas que têm as composições na Tabela 1.

Tabela 2				
	Corrida 45FJ	Corrida 47FJ	Corrida 48FJ	Corrida 49FJ
Temperatura sigma solvus calculada (°F)	1624	1774	1851	1694
Temperatura de resfriamento (°F)	1561	1634	1659	1600
Tempo de resfriamento crítico (min)	30,4	10,5	8,0	15,6

[091]De acordo com um aspecto não limitativo da presente divulgação, trabalhar termomecanicamente uma peça de trabalho de acordo com os métodos da presente invenção compreende forjar a peça de trabalho. Para o processo

termomecânico de forjamento, a temperatura de trabalho termomecânico e o intervalo de temperatura de trabalho termomecânico de acordo com a presente divulgação podem ser referidos como a temperatura de forjamento e o intervalo de temperatura de forjamento, respectivamente.

[092]De acordo com um outro determinado aspecto da presente divulgação, trabalhar termomecanicamente uma peça de trabalho de acordo com os métodos da presente invenção pode compreender forjamento radial da peça de trabalho. Para o processo termomecânico de forjamento radial, a faixa de temperatura de processamento termomecânico de acordo com a presente invenção pode ser referida como a faixa de temperatura de forjamento radial.

[093]Em uma modalidade não limitativa de um método de acordo com a presente invenção, a etapa de trabalhar termomecanicamente ou processar a peça de trabalho compreende ou consiste em forjar a liga. Forjamento pode incluir, entre outros, qualquer um dos seguintes tipos de forjamento: forjamento por rolos, forjamento entre estampas, rotação equilibrada sem desbaste, forjamento com martelo-pilão, forjamento em matriz fechada, forjamento isotérmico, forjamento por prensagem de impressão, forjamento por prensagem, forjamento a quente automático, forjamento radial, e forjamento por compressão axial. Em uma modalidade específica, formar compreende ou consiste em forjamento radial.

[094]De acordo com um aspecto não limitativo da presente divulgação, uma peça de trabalho pode ser recozida após as etapas de trabalho termomecânico e resfriamento de acordo com a presente divulgação. O recozimento compreende o aquecimento da peça até uma temperatura que é igual ou maior do que a temperatura solvus sigma calculada de acordo com a Equação 1, e manter a peça de trabalho a uma temperatura por um período de tempo. A peça de trabalho recozida é depois resfriada. O resfriamento da peça de trabalho recozidos na faixa de temperatura que inclui a temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada

(calculada de acordo com a Equação 1) e a temperatura de resfriamento calculada de acordo com a Equação 2 deve ser completada dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a equação 3, a fim de evitar a precipitação da fase intermetálica deletéria. Em uma modalidade não limitativa a liga é recozida em uma temperatura na faixa de 1900°F a 2300°F, e a liga é mantida à temperatura de recozimento durante 10 minutos a 1500 minutos.

[095]Será reconhecido que os métodos de processamento de uma peça de trabalho de liga austenítica para inibir a precipitação de compostos intermetálicos de acordo com a presente invenção aplicam-se a qualquer e todas as ligas com composições químicas descritas na presente descrição.

[096]A FIG. 5 é um diagrama esquemático de um processo 60, que é uma modalidade não limitativa de um método de acordo com a presente divulgação. Processo 60 pode ser usado para a fabricação de formas de produtos de aço não magnético de alta resistência com diâmetros úteis para aplicações de exploração e perfuração de produção na indústria de petróleo e gás. O material é fundido com um lingote de diâmetro de 20 polegadas (62), utilizando uma combinação de descarbonização em oxigênio e argônio e refusão eletroescória (AOD/ESR). AOD e ESR são técnicas conhecidas para aqueles especialistas na técnica e, portanto, não são aqui adicionalmente descritas. O lingote de diâmetro de 20 polegadas é forjado radial para um diâmetro de 14 polegadas (64), reaquecido, e forjada radial a cerca de 9 polegadas de diâmetro (66). O lingote de 9 polegadas de diâmetro é então deixado resfriar (não mostrado na FIG. 5). A etapa final do processo 60 é uma operação de forjamento radial em baixa temperatura para reduzir o diâmetro para aproximadamente 7,25 polegadas de diâmetro (68). A haste de 7,25 polegadas de diâmetro pode ser cortada várias vezes (70) para o polimento, testes e/ou processamento subsequente.

[097]No esquema mostrado na FIG. 5, as etapas que se referem ao método da presente invenção são a etapa de forjamento radial a partir da peça de trabalho

de aproximadamente 14 polegadas de diâmetro (64) para aproximadamente 9 polegadas de diâmetro (66), e a etapa subsequente ou simultâneo, durante a qual a peça de trabalho forjada radial resfria (não mostrado na FIG. 5). Com referência à FIG. 4, todas as regiões (*ou seja*, toda a seção transversal da peça de trabalho) da peça de trabalho forjada radial de aproximadamente 9 polegadas de diâmetro deve resfriar a partir de uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada 42 e a temperatura de resfriamento 44 em um tempo não maior do que o tempo de resfriamento crítico calculado 50. Será reconhecido que em certas modalidades não limitativas de acordo com a presente revelação, a totalidade ou uma certa quantidade de resfriamento para a temperatura de resfriamento 44 pode ocorrer enquanto a peça de trabalho está sendo simultaneamente trabalhada termomecanicamente ou forjada, e o resfriamento da a peça de trabalho não precisar ocorrer inteiramente como uma etapa separada da etapa de trabalho termomecânico ou forjamento.

[098]Durante uma operação direta de forjamento radial, o resfriamento mais rápido ocorre na superfície da peça de trabalho, e a região de superfície pode acabar sendo processada em ou abaixo da temperatura de resfriamento 44, como descrito anteriormente. Para impedir a precipitação do precipitado intermetálico deletério, o tempo de resfriamento da região de superfície deve estar em conformidade com a restrição do tempo de resfriamento crítico 50 calculado a partir da composição da liga, usando a Equação 3.

[099]Em uma modalidade não limitativa, é possível reduzir a janela de resfriamento disponível pela adição de uma etapa de processo adicional destinada a eliminar o precipitado intermetálico da peça de trabalho como forjada. A etapa adicional do processo pode ser um tratamento térmico adaptado para se dissolver o precipitado intermetálico na peça de trabalho forjada em temperaturas maiores do que a temperatura solvus sigma calculada 42. No entanto, qualquer tempo necessário para a

superfície, o raio médio, e o centro da peça de trabalho para resfriar após o tratamento térmico devem estar dentro do tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a Equação 3. A velocidade de resfriamento após a etapa do processo de tratamento térmico adicional é parcialmente dependente do diâmetro da peça de trabalho, com o resfriamento de centro da peça a uma taxa mais lenta. Quanto maior for o diâmetro da peça de trabalho, mais lenta é a velocidade de resfriamento do centro da peça. Em qualquer caso, o resfriamento entre uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada e a temperatura de resfriamento calculada não deve mais ser que o tempo de resfriamento crítico da Equação 3.

[0100]Uma observação inesperada durante o desenvolvimento da presente invenção foi que nitrogênio tinha uma influência significativa no tempo disponível para o processamento em que o nitrogênio suprimiu a precipitação dos intermetálicos deletérios e, assim, permitiu tempos de resfriamento mais críticos sem a formação dos compostos intermetálicos deletérios. O nitrogênio, no entanto, não está incluído nas Equações 1 a 3 da presente divulgação, porque em uma modalidade não limitativa, nitrogênio é adicionado às ligas austeníticas processadas de acordo com os presentes métodos em um limite de solubilidade do elemento, que será relativamente constante ao longo do faixa de composições químicas para as ligas austeníticas aqui descritas.

[0101]Após trabalhar termomecanicamente uma liga austenítica e resfriar de acordo com os métodos aqui descritos e as limitações das Equações 1 a 3, a liga processada pode ser fabricada em ou incluída em vários artigos de fabricação. Os artigos de fabricação podem incluir, entre outros, peças e componentes para utilização nas indústrias química, petroquímica, mineração, óleo, gás, produtos de papel, transformação alimentos, farmacêuticos, e ou de serviço de água. Exemplos não limitativos de artigos específicos de fabricação que podem incluir ligas processadas através de métodos de acordo com a presente invenção incluem: um tubo; uma folha; uma placa; uma barra; uma haste; um forjamento; um tanque; um componente de tubulação;

tubulação, condensadores, e trocadores de calor para uso com produtos químicos, gás, petróleo, água do mar, serviço de água, e/ou líquidos corrosivos (por exemplo, compostos alcalinos, soluções de cloreto acidificadas, soluções de sulfeto acidificadas, e/ou peróxidos); lavadores de filtro, cubas, e rolos de prensa em plantas de branqueamento de celulose; sistemas de tubulação de água para serviços de usinas nucleares e ambientes de depuração de gases de combustão das centrais elétricas; componentes para sistemas de processo para plataformas de petróleo e gás; componentes de poço de gás, incluindo tubos, válvulas, suportes, bocais de desembarque, juntas de ferramentas, e embaladores; componentes de motores de turbina; componentes e bombas de dessalinização; colunas de destilação e empacotamento de petróleo e resinas; artigos para ambientes marinhos, tais como, por exemplo, caixas de transformador; válvulas; transmissões; flanges; reatores; coletores; separadores; trocadores; bombas; compressores; fixadores; conectores flexíveis; fole; forros de chaminés; componentes de condutas; e determinados componentes coluna de perfuração, tais como, por exemplo, estabilizadores, componentes rotativos direcionáveis de perfuração, colares de perfuração, estabilizadores de lâmina integrais, mandris estabilizadores, tubulações de perfuração e de medição, caixas de medições durante a perfuração, caixas de registro durante a perfuração, colares de perfuração não magnéticos, broca de tubulação não magnética, estabilizadores em lâminas não magnéticos integrais, coleiras flexíveis não magnéticos, e tubos de perfuração de serviço de compressão.

[0102]Em relação aos métodos de acordo com a presente descrição, as ligas austeníticas possuindo as composições descritas na presente descrição podem ser fornecidas por qualquer técnica convencional adequada conhecida na técnica para a produção das ligas. Tais técnicas incluem, por exemplo, práticas de fusão e práticas de metalurgia em pó. Exemplos não limitativos de práticas convencionais de fusão incluem, entre outros, práticas utilizando técnicas de fusão de produtos consumíveis

(por exemplo, refusão em arco a vácuo (VAR) e ESR, técnicas de fusão de não consumíveis (por exemplo, fusão em forno de plasma frio e fusão em forno a frio com feixe de elétrons), e uma combinação de duas ou mais destas técnicas. Como é conhecido na técnica, certas práticas de metalurgia em pó para a preparação de uma liga geralmente envolvem a produção de pós de liga pelas seguintes etapas: AOD, descarburização em oxigênio a vácuo (VOD), ou fusão por indução a vácuo (VIM) de ingredientes para proporcionar um produto fundido tendo a composição desejada; atomização da massa fundida utilizando técnicas convencionais de atomização para fornecer um pó de liga; e prensagem e sinterização a totalidade ou uma porção do pó de liga. Em uma técnica de atomização convencional, uma corrente do fundido é posta em contato com a lâmina de fiação de um atomizador que quebra a corrente em pequenas gotículas. As gotículas podem ser rapidamente solidificadas no vácuo ou atmosfera de gás inerte, fornecendo pequenas partículas sólidas da liga.

[0103] Após trabalho termomecanicamente e resfriamento de uma peça de trabalho de acordo com as limitações das Equações 1 -3 da presente divulgação, as ligas austeníticas aqui descritas podem ter melhor resistência à corrosão e/ou propriedades mecânicas em relação às ligas convencionais. Após trabalho termomecânico uma peça de trabalho e de resfriamento de acordo com as limitações de Equações 1 a 3 da presente divulgação, modalidades não limitativas das ligas aqui descritas podem ter uma resistência à tração, tensão de escoamento, a percentagem de alongamento, e/ou dureza superior, comparável à, ou melhor do que liga DATALLOY 2® (UNS não atribuído) e/ou liga AL-6XN® (UNS N08367), que estão disponíveis a partir de Allegheny Technologies Incorporated, Pittsburgh, Pensilvânia EUA. . Além disso, após processar termomecanicamente e permitir que a peça de trabalho esfrie de acordo com as limitações de Equações 1 a 3 da presente divulgação, as ligas aqui descritas podem ter valores PREN, CP, CPT, CCCT, e/ou SCC comparáveis ou melhores do que liga DATALLOY 2® e/ou liga AL-6XN®. Além disso, após processar

termomecanicamente e permitir que a peça de trabalho resfrie de acordo com as limitações de Equações 1 a 3 da presente divulgação, as ligas aqui descritas podem ter melhor resistência à fadiga, a estabilidade microestrutural, tenacidade, resistência ao craqueamento térmico, corrosão por pite, corrosão galvânica, SCC, usinabilidade, e/ou resistência à aspereza em relação à liga DATALLOY 2[®] e/ou liga AL-6XN[®]. Liga DATALLOY 2[®] é uma liga de aço inoxidável Cr-Mn-N com a seguinte composição nominal, em percentagens em peso: 0,03 de carbono; 0,30 de silício; 15,1 de manganês; 15,3 de cromo; 2,1 de molibdênio; 2,3 de níquel; 0,4 de nitrogênio; equilíbrio de ferro e impurezas. Liga AL-6XN[®] é uma liga de aço inoxidável superaustenítico tendo a seguinte composição típica, em percentagens em peso: 0,02 de carbono; 0,40 de manganês; 0,020 de fósforo; 0,001 de enxofre; 20,5 de cromo; 24,0 de níquel; 6,2 de molibdênio; 0,22 de nitrogênio; 0,2 de cobre; equilíbrio de ferro e impurezas.

[0104]Em certas modalidades não limitativas, após resfriamento e trabalho termomecânico de uma peça de trabalho de acordo com as limitações de Equações 1 a 3 da presente divulgação, as ligas aqui descritas podem apresentar, à temperatura ambiente, a resistência à tração de pelo menos 110 Ksi, tensão de escoamento de pelo menos 50 ksi, e/ou percentagem de alongamento de pelo menos 15%. Em várias outras modalidades não limitativas, após a formação, forjamento, ou forjamento radial e resfriamento de acordo com a presente descrição, as ligas aqui descritas podem apresentar, no estado recozido e à temperatura ambiente, a resistência à tração na faixa de 90 Ksi a 150 Ksi, tensão de escoamento na faixa de 50 ksi a 120 ksi, e/ou percentagem de alongamento na faixa de 20% a 65%.

[0105]Os exemplos que se seguem destinam-se a descrever adicionalmente certas modalidades não limitativas, sem restringir o escopo da presente divulgação. Os especialistas na técnica atual apreciarão que as variações dos exemplos que se seguem são possíveis dentro do escopo da invenção, que é definido somente pelas reivindicações.

EXEMPLO 1

[0106]FIG. 6 mostra um exemplo de um diagrama TTT 80 para uma liga que tem um tempo crítico de resfriamento permissível relativamente curto como calculado usando a Equação 3 da presente divulgação. A composição química da liga que é o objeto da FIG. 6 inclui, em percentagens em peso: 26,04 de ferro; 33,94 de níquel; 22,88 de cromo; 6,35 de molibdênio; 4,5 de manganês; 3,35 de cobalto; 1,06 de tungstênio; 1,15 de cobre; 0,01 de nióbio; 0,26 de silício; 0,04 de vanádio; 0,019 de carbono; 0,386 de nitrogênio; 0,015 de fósforo; e 0,0004 de enxofre. Para esta composição da liga, a temperatura solvus sigma calculada 82 calculada de acordo com a Equação 1 da presente descrição é de cerca de 1859°F; a temperatura de resfriamento 84 calculada de acordo com a Equação 2 da presente descrição é de cerca de 1665°F; e o tempo de resfriamento crítico 86 calculado de acordo com a equação 3 da presente descrição é de cerca de 7,5 minutos. De acordo com a presente revelação, a fim de evitar a precipitação da fase intermetálica deletéria, a peça de trabalho deve ser processada termomecanicamente e deixada resfriar quando a temperatura dentro da faixa de imediatamente abaixo de 1859°F (ou seja, a temperatura solvus sigma calculada, calculada pela Equação 1) até 1665°F (isto é, a temperatura de resfriamento calculada de acordo à Equação 2) por não mais do que 7,5 minutos (isto é, o tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a equação 3).

[0107]A FIG. 7 mostra a microestrutura de centro de uma peça de trabalho de diâmetro de 9 polegadas como forjada tendo a composição de Corrida 48FJ como revelada na Tabela 1. A peça de trabalho de 9 polegadas foi feita como se segue. Um lingote de 20 polegadas de diâmetro de refundido por eletroescória (ESR) foi homogeneizado a 2225°F, reaquecido a 2150°F, trabalhado a quente em um forjamento radial a uma peça de aproximadamente 14 polegadas e refrigerado ao ar. A peça de trabalho de 14 polegadas foi reaquecida a 2200°F e trabalhada a quente em um forjamento radial para uma peça de trabalho de cerca de 9 polegadas de

diâmetro, seguido de têmpera em água. O tempo de resfriamento real relevante, isto é, o tempo para forjar e depois resfriar dentro da faixa de temperatura imediatamente abaixo da temperatura de 1859°F solvus sigma calculada, calculada pela Equação 1 até a temperatura de 1665°F de resfriamento calculada pela equação 2, foi maior do que 7,5 minutos de tempo de resfriamento crítico calculado pela Equação 3 permitido para evitar a precipitação intermetálica de fase sigma. Como previsto a partir das Equações 1 a 3, a micrografia da FIG. 7 mostra que a microestrutura da peça de trabalho forjada como diâmetro de 9 polegadas continha precipitados intermetálicos deletérios, mais provavelmente sigma, nos contornos de grão.

EXEMPLO 2

[0108]A FIG. 8 mostra um exemplo de um diagrama TTT 90 para uma liga que tem um tempo de resfriamento mais crítico calculado usando a Equação 3 do que a liga da FIG. 6. A composição química da liga da FIG. 8 é composta, em percentagens em peso: 39,78 de ferro; 25,43 de níquel; 20,91 de cromo; 4,78 de molibdênio; 4,47 de manganês; 2,06 de cobalto; 0,64 de tungstênio; 1,27 de cobre; 0,01 de nióbio; 0,24 de silício; 0,04 de vanádio; 0,0070 de carbono; 0,37 de nitrogênio; 0,015 de fósforo; e 0,0004 de enxofre. A temperatura solvus sigma calculada 92 para a liga calculada de acordo com a Equação 1 é de cerca de 1634°F; a temperatura de resfriamento 94 calculada de acordo com a Equação 2 é de cerca de 1556°F; e o tempo de resfriamento crítico 96 calculado de acordo com a equação 3 é cerca de 28,3 minutos. De acordo com o método da presente revelação, a fim de evitar a precipitação da fase intermetálica deletéria dentro da liga, a liga deve ser formada e resfriado quando na faixa de temperaturas que abrange uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada (1634°F) até a temperatura de resfriamento calculada (1556°F) durante um tempo não superior a um tempo de resfriamento crítico calculado (28,3 minutos).

[0109]A FIG. 9 mostra a microestrutura de raio médio de uma peça de

trabalho de 9 polegadas de diâmetro como forjada da liga. A peça de trabalho foi feita como se segue. Um lingote de cerca de 20 polegadas de diâmetro ESR da liga foi homogeneizado a 2225°F, trabalhado a quente em um forjamento radial para uma peça de trabalho de cerca de 14 polegadas de diâmetro e refrigerado ao ar. A peça resfriada foi reaquecida a 2200°F e trabalhada a quente em um forjamento radial a uma peça de trabalho de cerca de 10 polegadas de diâmetro, seguido de têmpera em água. O tempo de resfriamento real relevante, *ou seja*, o tempo de forjamento e de resfriamento, enquanto na faixa de temperaturas que abrange uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada, calculada de acordo com a Equação 1 (1634°F) até a temperatura de resfriamento calculada de acordo com a Equação 2 (1556°F), foi menos do que o tempo de resfriamento crítico calculado de acordo com a Equação 3 (28,3 minutos) permitiu evitar a precipitação intermetálica de fase sigma. Como previsto a partir das equações 1 a 3, a micrografia da FIG. 9 mostra que a microestrutura da peça de trabalho como forjada de 9 polegadas de diâmetro não continha precipitados intermetálicos deletérios de fase sigma nos contornos de grão. As áreas escurecidas nos contornos de grão são atribuídas a artefatos gravados metalográficos e não representam precipitados no limite de grão.

EXEMPLO 3

[0110]Foram fornecidas amostras da liga austenítica não magnética de número de Corrida 49FJ (*ver* Tabela 1). A liga tinha uma temperatura solvus sigma calculada, calculada de acordo com a Equação 1 de 1694°F. Temperatura de resfriamento da liga calculada de acordo com a Equação 2 é 1600°F. O tempo para o nariz da curva C do diagrama TTT (*isto é*, o tempo de resfriamento crítico) calculado de acordo com a equação 3 foi de 15,6 minutos. As amostras de liga foram calcinadas a 1950°F durante 0,5 horas. As amostras recozidas foram colocadas num forno de gradiente com a parede traseira do forno a cerca de 1600°F, a parede frontal do forno em aproximadamente 1000°F, e um gradiente de temperatura no interior do forno

intermediário entre a parede dianteira e traseira. O gradiente de temperatura no forno está refletido no gráfico representado na FIG. 10. As amostras foram colocadas em locais no interior do forno, de modo a ser submetidas em temperaturas de 1080°F, 1200°F, 1300°F, 1400°F, 1500°F, ou 1550°F, e foram aquecidas durante 12 minutos, 50 minutos, 10 horas, ou 20 horas. A microestrutura de cada amostra foi avaliada na temperatura particular de aquecimento aplicada à amostra.

[0111]A FIG. 11 é um diagrama TTT com os gradientes de temperatura de aquecimento (linhas horizontais) e os tempos reais de resfriamento (linhas verticais) que foram utilizados nestas experiências. FIG. 12 sobrepõe microestruturas das amostras mantidas durante 12 minutos a diversas temperaturas no diagrama TTT. FIG. 13 sobrepõe microestruturas das amostras mantidas em 1080°F por diversas vezes no diagrama TTT. Em geral, os resultados confirmam a precisão dos diagramas TTT em que precipitação da fase intermetálica aqui tratada ocorreu aproximadamente nas temperaturas e tempos definidos pelo diagrama TTT.

EXEMPLO 4

[0112]Um lingote de 20 polegadas de diâmetro ESR com a química da Corrida 48FJ foi fornecido. A liga tinha uma temperatura solvus sigma calculada, calculado usando a Equação 1 de 1851°F. A temperatura de resfriamento calculada de acordo com a Equação 2 foi 1659°F. O tempo para o nariz da curva C do diagrama TTT (isto é, o tempo de resfriamento crítico) calculado de acordo com a equação 3 foi de 8,0 minutos. O lingote ESR foi homogeneizado a 2225°F, reaquecido a 2225°F e trabalhado a quente em um forjamento radial para uma peça de trabalho de cerca de 14 polegadas de diâmetro, e, em seguida, refrigerado a ar. A peça de 14 polegadas de diâmetro resfriada foi reaquecida a 2225°F e trabalhada a quente em um forjamento radial para uma peça de trabalho de cerca de 10 polegadas de diâmetro, seguido de têmpera em água. As medições de temperatura ópticas durante a operação de forjamento radial indicaram que a temperatura na superfície foi de

aproximadamente 1778°F, e conforme a peça de trabalho foi forjada radial entrava no tanque de têmpera de água, a temperatura da superfície foi de cerca de 1778°F. A peça de trabalho forjada radial e têmpera em água foi recozida a 2150°F e, em seguida, a submetida a têmpera em água.

[0113]A FIG. 14A mostra a microestrutura na superfície da peça de trabalho forjada radial recozida. FIG. 14B mostra a microestrutura no centro da peça de trabalho forjada radial recozida. A etapa de recozimento 2150°F soluciona a fase sigma que foi formado durante a operação de forjamento radial. O tempo de resfriamento crítico calculado de 8,0 minutos, no entanto, é insuficiente para prevenir a formação de fase sigma no centro do lingote conforme o lingote resfria a partir de uma temperatura um pouco abaixo da temperatura solvus sigma calculada de 1851°F para temperatura de resfriamento 1659°F calculada durante a operação de têmpera em água. A micrografia da FIG. 14A mostra que a superfície resfriada de maneira suficientemente rápida evita a precipitação de fase sigma, mas a micrografia da FIG. 14B mostra que o resfriamento no centro do lingote ocorreu de forma suficientemente lenta para permitir a precipitação de fase sigma. O centro do lingote resfriado a partir da temperatura solvus sigma calculada, calculada pela Equação 1 e a temperatura de resfriamento calculada pela Equação 2 em um período de tempo maior do que o tempo de resfriamento crítico calculado pela Equação 3.

EXEMPLO 5

[0114]Um lingote ESR de 20 polegadas de diâmetro com a química da Corrida 45FJ foi fornecido. A liga tinha uma temperatura solvus sigma calculada, calculado usando a Equação 1 de 1624°F. A temperatura de resfriamento calculada de acordo com a Equação 2 foi 1561°F. O tempo para o nariz da curva C do diagrama TTT (isto é, o tempo de resfriamento crítico) foi de 30,4 minutos. O lingote ESR foi homogeneizado a 2225°F, reaquecido a 2225°F e trabalhado a quente em uma forja radial para uma peça de cerca de 14 polegadas de diâmetro, e, em seguida,

refrigerado a ar. A peça de trabalho foi reaquecida a 2225°F e trabalhado a quente em um forjamento radial para uma peça de trabalho de cerca de 10 polegadas de diâmetro, seguido de têmpera em água. As medições de temperatura ópticas durante a operação de forjamento radial indicaram que a temperatura da superfície da peça de trabalho foi de aproximadamente 1886°F, e conforme a peça de trabalho forjada radial entrava no tanque de têmpera em água, a temperatura da superfície foi de cerca de 1790°F.

[0115]A FIG. 15A mostra a microestrutura da superfície da peça de trabalho forjada radial e temperada em água. FIG. 15B mostra a microestrutura no centro da peça de trabalho forjada radial e temperada em água. As microestruturas mostradas em ambas FIG. 15A e a FIG. 15B são desprovidas de precipitação sigma. Isto confirma que o tempo real para resfriar a partir de uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada de 1624°F até a temperatura de resfriamento calculada de 1561°F era suficientemente rápida (isto é, foi menos de 30,4 minutos), para evitar precipitação de fase sigma, em ambos a superfície e o centro da peça de trabalho forjada radial e temperada em água.

EXEMPLO 6

[0116]Um lingote ESR de 20 polegadas de diâmetro com a química da Corrida 48FJ foi fornecido. A liga de Corrida 48FJ tinha uma temperatura solvus sigma calculada, calculado usando a Equação 1 de 1851°F. A temperatura de resfriamento calculada de acordo com a Equação 2 foi 1659°F. O tempo para o nariz da curva C do diagrama TTT (isto é, o tempo de resfriamento crítico) calculado de acordo com a equação 3 foi de 8,0 minutos. Um segundo lingote ESR de 20 polegadas de diâmetro, tendo a química da Corrida 49FJ, foi fornecido. A liga de Corrida 49FJ tinha uma temperatura solvus sigma calculada, calculada usando a Equação 1 de 1694°F. A temperatura de resfriamento calculada de acordo com a Equação 2 foi 1600°F. O tempo para o nariz da curva C do diagrama TTT (isto é, o tempo de resfriamento

crítico) calculado de acordo com a equação 3 foi de 15,6 minutos.

[0117]Os dois lingotes foram homogeneizados a 2225°F. Os lingotes homogeneizados foram reaquecidos a 2225°F e trabalhados a quente em um forjamento radial para peças de trabalho de cerca de 14 polegadas de diâmetro, seguido de resfriamento com ar. Ambas peças de trabalho resfriadas foram reaquecidas a 2225°F e trabalhadas a quente em um forjamento radial para peças de trabalho de cerca de 10 polegadas de diâmetro, seguido de têmpera em água.

[0118]As medições ópticas de temperatura durante a operação de forjamento radial do lingote de Corrida 48FJ indicaram que a temperatura na superfície era de aproximadamente 1877°F, e ao entrar no tanque de têmpera em água, a temperatura da superfície era de cerca de 1778°F. FIG. 16A mostra a microestrutura de centro da liga, que incluiu precipitado de fase sigma no limite do grão.

[0119]As medições ópticas temperatura durante a operação de forjamento radial do lingote de Corrida 49FJ indicaram que a temperatura na superfície era de aproximadamente 1848°F, e ao entrar no tanque de têmpera de água a temperatura da superfície era de cerca de 1757°F. FIG. 16B mostra a microestrutura do centro da liga, que é desprovida de precipitados de fase sigma. As regiões escuras nos contornos de grão na micrografia da FIG. 16B são atribuídas a artefatos de gravação metalográficos.

[0120]Estes resultados demonstram que mesmo quando processada sob condições essencialmente idênticas, a peça de trabalho com o tempo de resfriamento crítico mais curto como calculado pela Equação 3 (Corrida 48FJ) desenvolveu fase sigma no seu centro, enquanto a peça de trabalho com o tempo de resfriamento crítico mais longo (Corrida 49FJ) tal como calculado pela Equação 3 não desenvolveu precipitado de fase sigma no seu centro.

EXEMPLO 7

[0121]Um lingote ESR de 20 polegadas de diâmetro com a química da

Corrida 49FJ foi fornecido. A liga de Corrida 49FJ tinha uma temperatura solvus sigma calculada, calculada usando a Equação 1 de 1694°F. A temperatura de resfriamento calculada de acordo com a Equação 2 foi 1600°F. O tempo para o nariz da curva C do diagrama TTT (isto é, o tempo de resfriamento crítico) calculado de acordo com a equação 3 foi de 15,6 minutos. O lingote foi homogeneizado a 2225°F, reaquecido a 2225°F e trabalhado a quente em um forjamento radial para uma peça de trabalho de cerca de 14 polegadas de diâmetro, e, em seguida, refrigerado a ar. A peça de trabalho resfriada ao ar foi reaquecida a 2150°F e trabalhada a quente em um forjamento radial para uma peça de trabalho de cerca de 9 polegadas de diâmetro, seguido de têmpera em água. As medições de temperatura ópticas durante a operação de forjamento radial indicaram que a temperatura na superfície foi de aproximadamente 1800°F, e conforme a peça de trabalho forjada radial entrava no tanque de têmpera de água, a temperatura da superfície era de cerca de 1700°F. A peça de trabalho forjada e temperada em água foi então reaquecida a 1025°F e trabalhada a quente em um forjamento radial para uma peça de trabalho de cerca de 7,25 polegadas de diâmetro, seguido de resfriamento com ar.

[0122]A microestrutura da superfície da peça de trabalho de 7,25 polegadas de diâmetro é mostrada na FIG. 17A, e a microestrutura do centro da peça de trabalho de diâmetro de 7,25 polegadas é mostrada na FIG. 17B. As micrografias mostram que não houve formação de fase sigma em qualquer superfície ou o centro da peça de trabalho. Neste exemplo, a peça de trabalho com a química de Corrida 49FJ foi processada através da faixa de temperatura relevante, ou seja, a faixa de temperaturas limitada por uma temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada e a temperatura de resfriamento calculada, em menos do que o tempo de resfriamento crítico calculado, evitando assim a precipitação de fase sigma.

[0123]Deve ser entendido que a presente descrição ilustra aqueles aspectos

da invenção relevantes para um entendimento claro da invenção. Certos aspectos que seriam evidentes para os especialistas na técnica e que, por conseguinte, não facilitariam uma melhor compreensão da presente invenção não foram apresentados de modo a simplificar a presente descrição. Embora apenas um número limitado de modalidades da presente invenção seja necessariamente aqui descrito, um especialista na técnica, ao considerar a descrição anterior, reconhece que muitas modificações e variações da invenção podem ser empregues. Todas essas variações e modificações da presente invenção se destinam a ser abrangidas pela descrição anterior e das reivindicações seguintes.

REIVINDICAÇÕES

1. Método de processamento de uma peça de trabalho para inibir a precipitação de compostos intermetálicos, o método compreendendo:

pelo menos um dentre trabalhar termomecanicamente e resfriar uma peça de trabalho incluindo uma liga austenítica, em que, durante o pelo menos um dentre o trabalho termomecânico e o resfriamento da peça de trabalho, a liga austenítica está em temperaturas em uma faixa de temperatura que inclui a temperatura imediatamente abaixo da temperatura solvus sigma calculada da liga austenítica até uma temperatura de resfriamento durante um tempo não superior a um tempo de resfriamento crítico;

em que a liga austenítica consiste em, em percentagens em peso com base no peso total da liga, até 0,2 de carbono, até 20 de manganês, 0,1 a 1,0 de silício, 14,0 a 28,0 de cromo, 15,0 a 38,0 de níquel, 2,0 a 9,0 de molibdênio, 0,1 a 3,0 de cobre, 0,08 a 0,9 de nitrogênio, 0,1 a 5,0 de tungstênio, 0,5 a 5,0 de cobalto, até 1,0 de titânio, um percentual em peso combinado de nióbio e tântalo não superior a 0,3, até 0,2 de vanádio; até 0,1 de alumínio, até 0,05 de boro; até 0,05 de fósforo; até 0,05 de enxofre; ferro; e impurezas acidentais, o método **CARACTERIZADO** pelo fato de que:

a temperatura solvus sigma calculada é uma função da composição da liga austenítica em percentagens em peso e, em graus Fahrenheit, é igual a $1155,8 - (760,4) \cdot (\text{níquel/ferro}) + (1409) \cdot (\text{cromo/ferro}) + (2391,6) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) - (288,9) \cdot (\text{manganês/ferro}) - (634,8) \cdot (\text{cobalto/ferro}) + (107,8) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$;

a temperatura de resfriamento é uma função da composição da liga austenítica em percentagens em peso e, em graus Fahrenheit, é igual a $1290,7 - (604,2) \cdot (\text{níquel/ferro}) + (829,6) \cdot (\text{cromo/ferro}) + (1899,6) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) - (635,5) \cdot (\text{cobalto/ferro}) + (1251,3) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$; e

o tempo de resfriamento crítico é uma função da composição da liga austenítica

tica em percentagens em peso e, em minutos, é igual a $\log_{10} 2,948 + (3,631) \cdot (\text{níquel/ferro}) - (4,846) \cdot (\text{cromo/ferro}) - (11,157) \cdot (\text{molibdênio/ferro}) + (3,457) \cdot (\text{cobalto/ferro}) - (6,74) \cdot (\text{tungstênio/ferro})$.

2. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADO** pelo fato de que trabalhar termomecanicamente a peça de trabalho compreende forjar a peça de trabalho.

3. Método, de acordo com a reivindicação 2, **CARACTERIZADO** pelo fato de que forjar a peça de trabalho compreende pelo menos um dentre forjamento por rolos, forjamento entre estampas, rotação equilibrada sem desbaste, forjamento com martelo-pilão, forjamento com estampa fechada, forjamento por prensagem, forjamento a quente automática, forjamento radial, e forjamento por compressão axial.

4. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADO** pelo fato de que o tempo de resfriamento crítico está em uma faixa de 10 minutos a 30 minutos.

5. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADO** pelo fato de que o tempo de resfriamento crítico é superior a 30 minutos.

6. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADO** pelo fato de que compreende ainda, depois de pelo menos um dentre trabalhar termomecanicamente e resfriar a peça:

aquecer a peça de trabalho a uma temperatura de recozimento que é pelo menos tão grande como a temperatura solvus sigma calculada, e manter a peça de trabalho na temperatura de recozimento por um período de tempo suficiente para recozer a peça de trabalho;

em que conforme a peça de trabalho resfria a partir da temperatura de recozimento, a liga austenítica está nas temperaturas em uma faixa de temperatura que inclui a temperatura imediatamente inferior à temperatura solvus sigma calculada até a temperatura de resfriamento durante um tempo não superior a um tempo de resfri-

amento crítico.

7. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende um percentual em peso combinado de cério e lantânio não superior a 0,1.

8. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende até 0,5 por cento em peso de rutênio.

9. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende até 0,6 por cento em peso de zircônio.

10. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende até 60 por cento em peso de ferro.

11. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica é não magnética.

12. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica tem um valor de permeabilidade magnética de menos do que 1,01 H/m.

13. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica consiste em, em percentagens em peso com base no peso total da liga: até 0,05 de carbono; 1,0 a 9,0 de manganês; 0,1 a 1,0 de silício; 18,0 a 26,0 de cromo; 19,0 a 37,0 de níquel; 3,0 a 7,0 de molibdênio; 0,4 a 2,5 de cobre; 0,1 a 0,55 de nitrogênio; 0,2 a 3,0 de tungstênio; 0,8 a 3,5 de cobalto; até 0,6 de titânio; um percentual em peso combinado de nióbio e tântalo não superior a 0,3; até 0,2 de vanádio; até 0,1 de alumínio; até 0,05 de boro; até 0,05 de fósforo; até 0,05 de enxofre; ferro; e impurezas acidentais.

14. Método, de acordo com a reivindicação 13, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende 2,0 a 8,0 por cento em peso de manganês.

15. Método, de acordo com a reivindicação 13, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende 19,0 a 25,0 por cento em peso de cromo.

16. Método, de acordo com a reivindicação 13, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende 20,0 a 35,0 por cento em peso de níquel.

17. Método, de acordo com a reivindicação 13, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende 3,0 a 6,5 por cento em peso de molibdênio.

18. Método, de acordo com a reivindicação 13, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende 20 a 50 por cento em peso de ferro.

19. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica consiste em, em percentagens em peso com base no peso total da liga: até 0,05 de carbono; 2,0 a 8,0 de manganês; 0,1 a 0,5 de silício; 19,0 a 25,0 de cromo; 20,0 a 35,0 de níquel; 3,0 a 6,5 de molibdênio; 0,5 a 2,0 de cobre; 0,2 a 0,5 de nitrogênio; 0,3 a 2,5 de tungstênio; 1,0 a 3,5 de cobalto; até 0,6 de titânio; um percentual em peso combinado de nióbio e tântalo não superior a 0,3; até 0,2 vanádio; até 0,1 de alumínio; até 0,05 de boro; até 0,05 de fósforo; até 0,05 de enxofre; ferro; elementos traços; e impurezas acidentais.

20. Método, de acordo com a reivindicação 19, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende 2,0 a 6,0 por cento em peso de manganês.

21. Método, de acordo com a reivindicação 19, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende 20,0 a 22,0 por cento em peso de cromo.

22. Método, de acordo com a reivindicação 19, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que a liga austenítica compreende 6,0 a 6,5 por cento em peso de molibdênio.

23. Método, de acordo com a reivindicação 1, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que trabalhar termomecanicamente a peça de trabalho compreende forjar a peça de trabalho; e

recozer, opcionalmente, a peça de trabalho resfriada.

24. Método, de acordo com a reivindicação 23, **CHARACTERIZADO** pelo fato de que o forjamento da peça de trabalho ocorre inteiramente em temperaturas superiores a temperatura solvus sigma calculada.

25. Método, de acordo com a reivindicação 23, **CARACTERIZADO** pelo fato de que o forjamento da peça de trabalho ocorre através da temperatura solvus sigma calculada.

26. Método, de acordo com a reivindicação 23, **CARACTERIZADO** pelo fato de que o forjamento da peça de trabalho compreende pelo menos um dentre forjamento por rolos, forjamento entre estampas, rotação equilibrada sem desbaste, forjamento com martelo-pilão, forjamento com estampa fechada, forjamento por prensagem, forjamento a quente automática, forjamento radial, e forjamento por compressão axial.

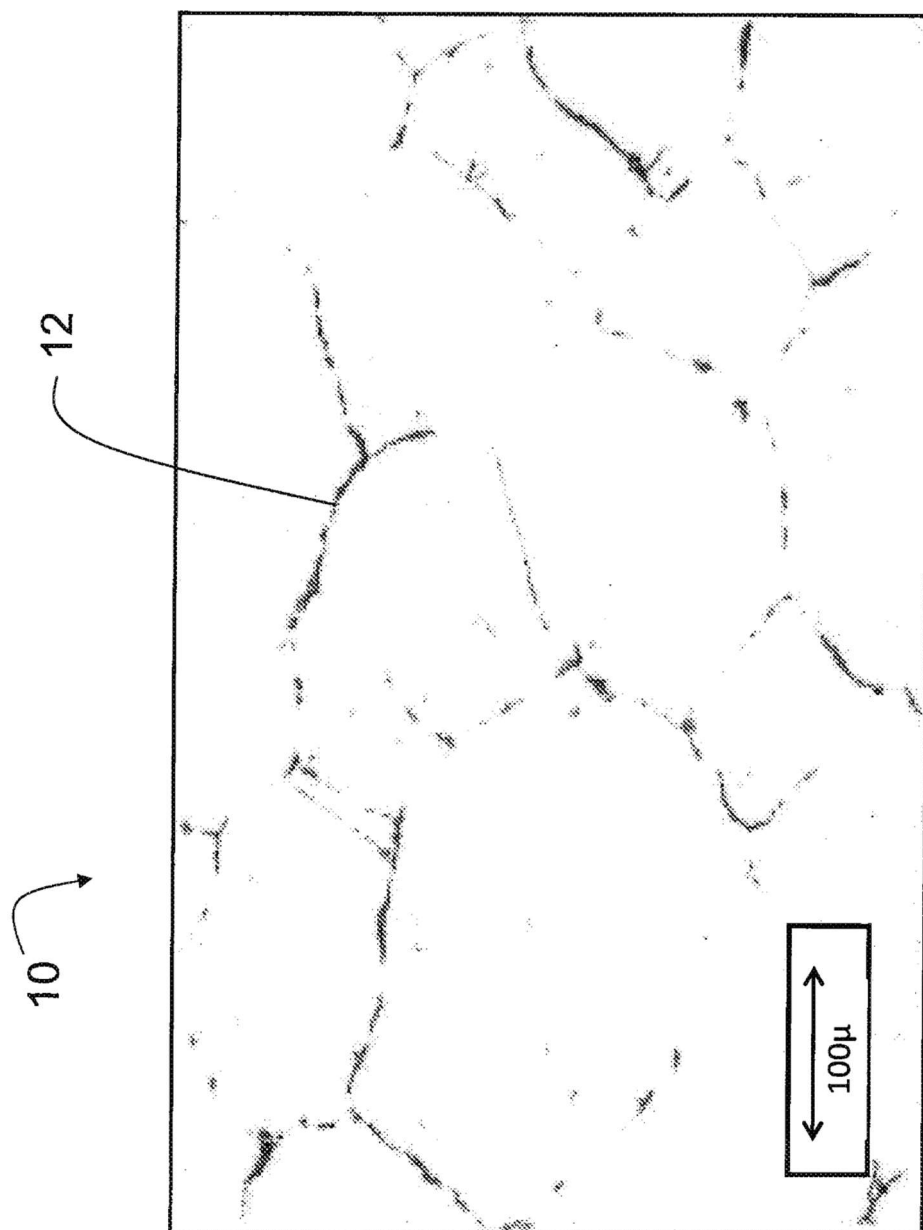


FIG. 1
Técnica anterior

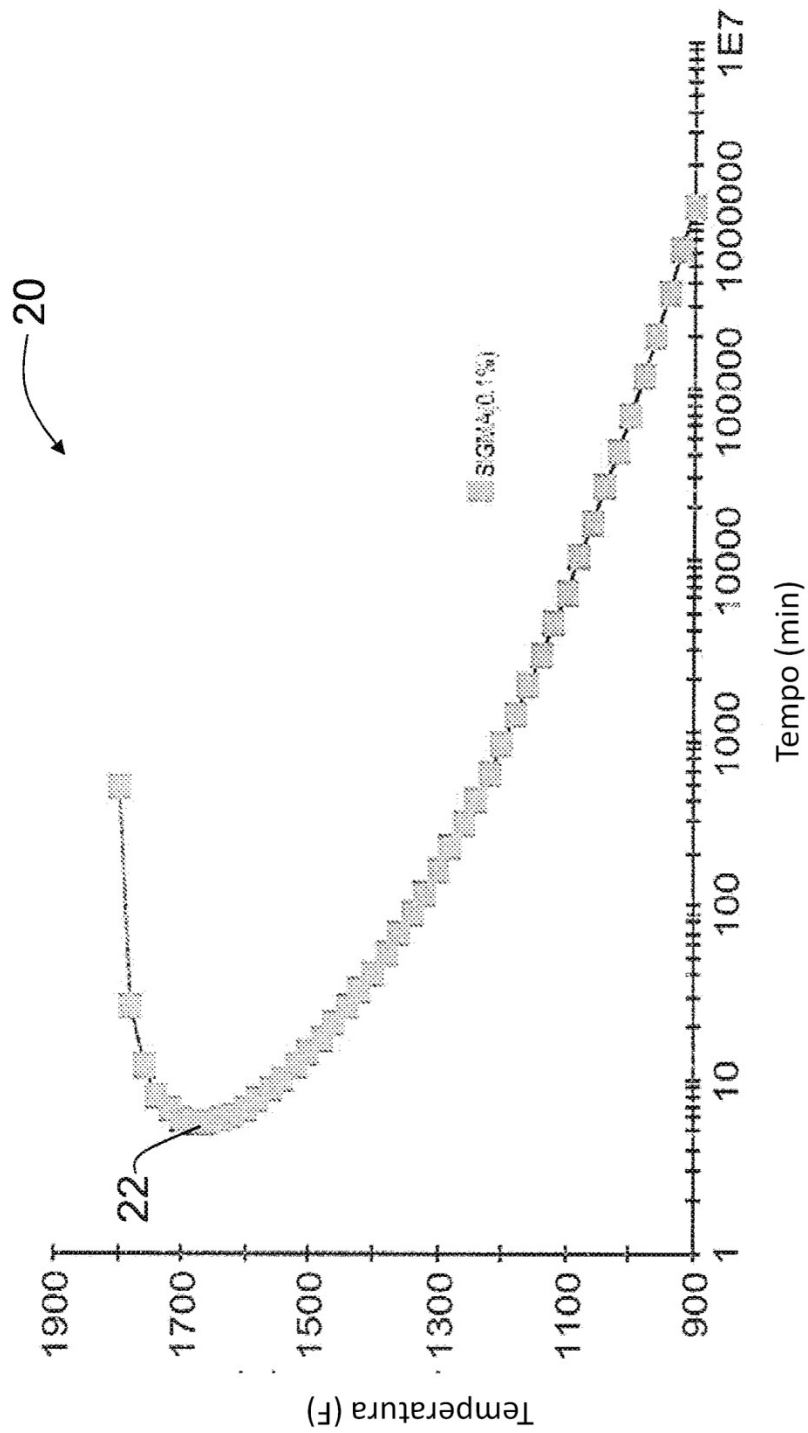


FIG. 2

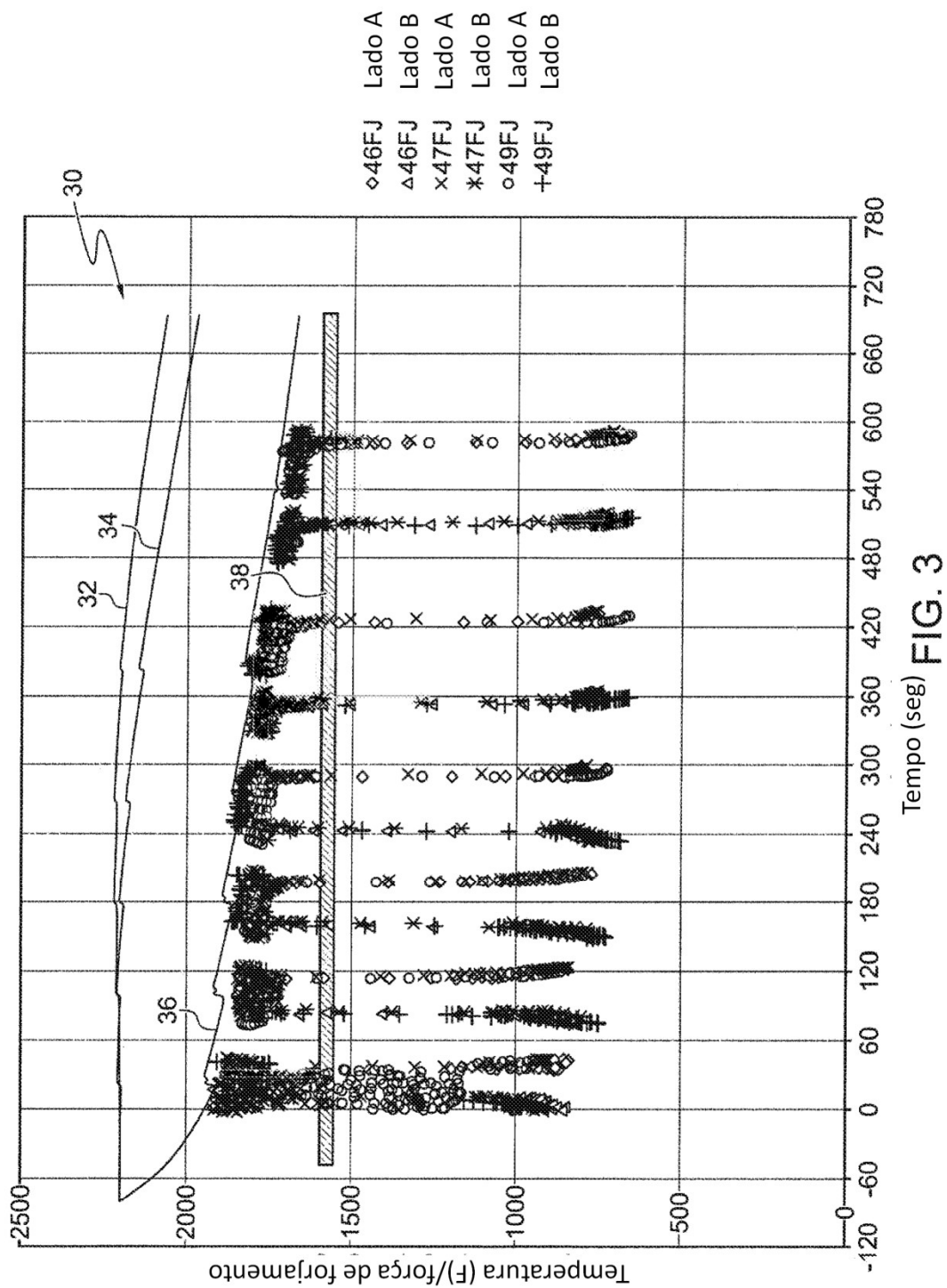


FIG. 3

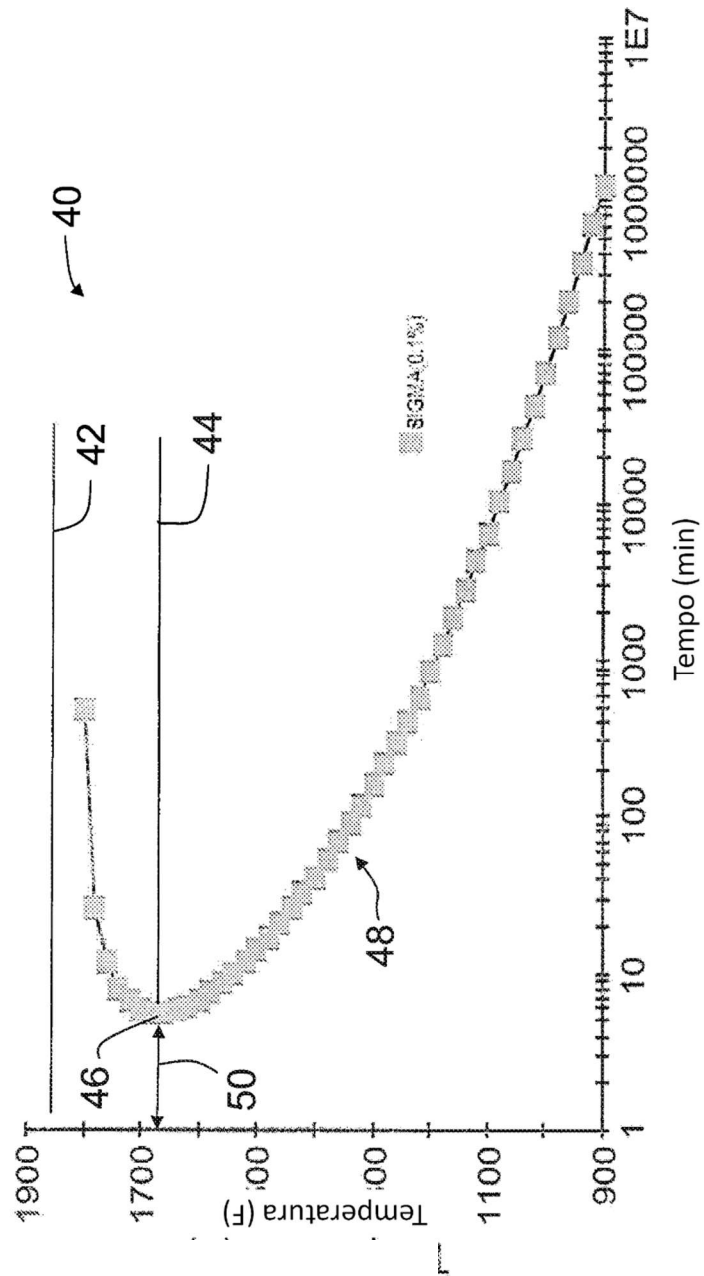


FIG. 4

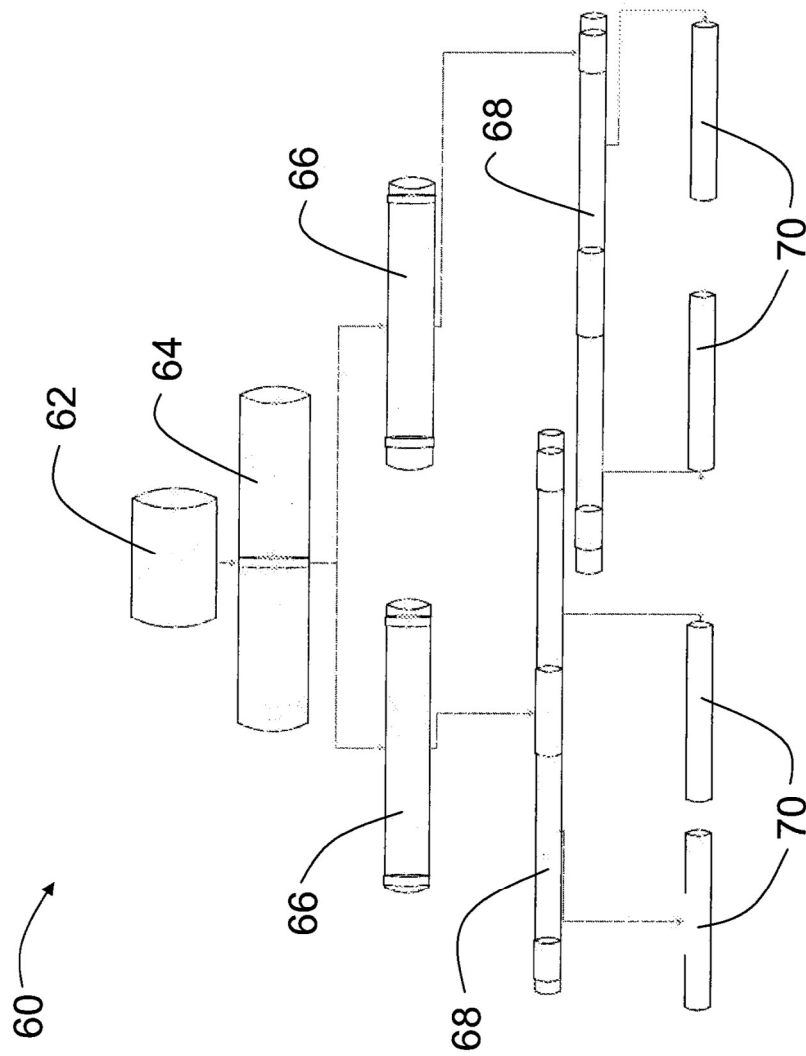


FIG. 5

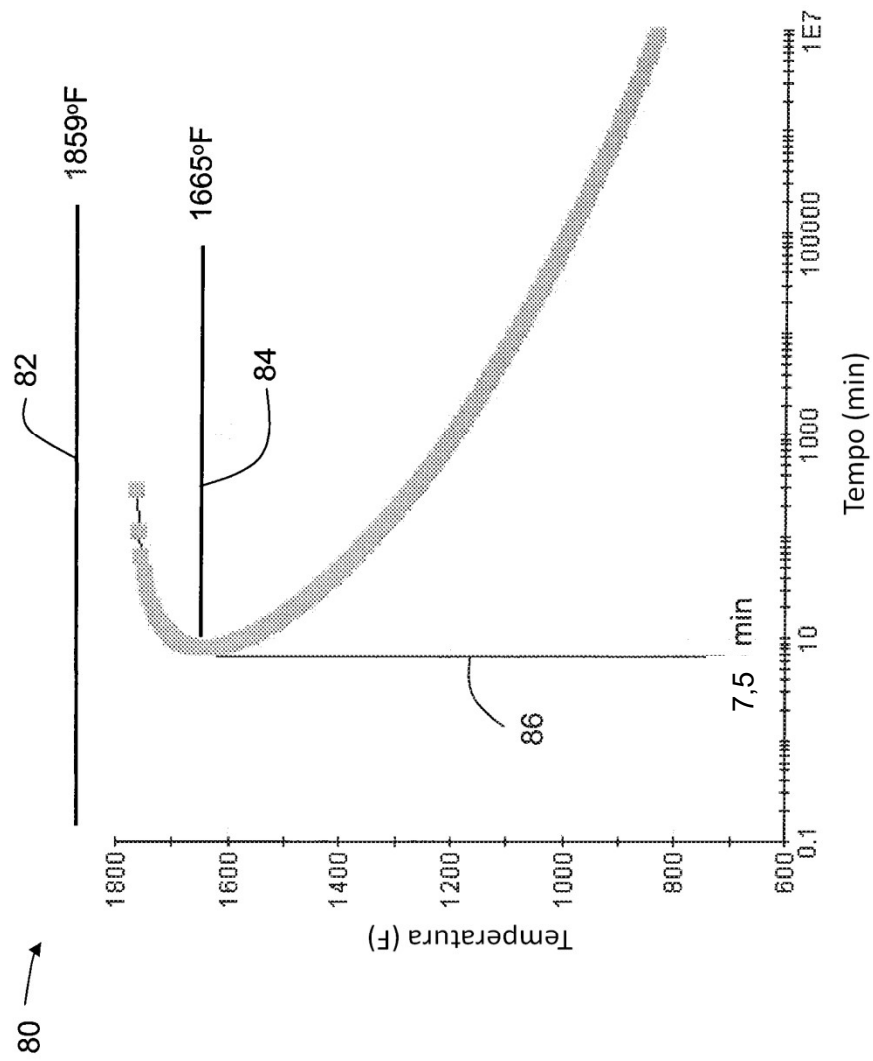


FIG. 6



FIG. 7
(técnica anterior)

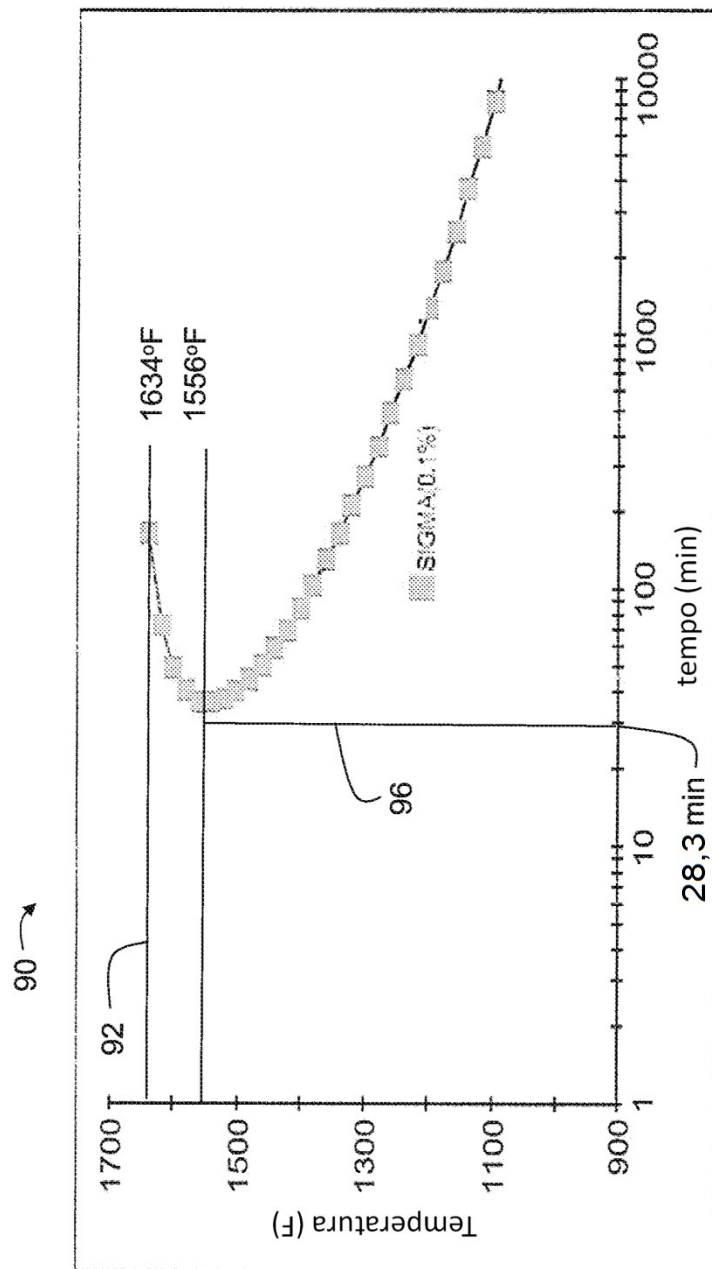


FIG.8

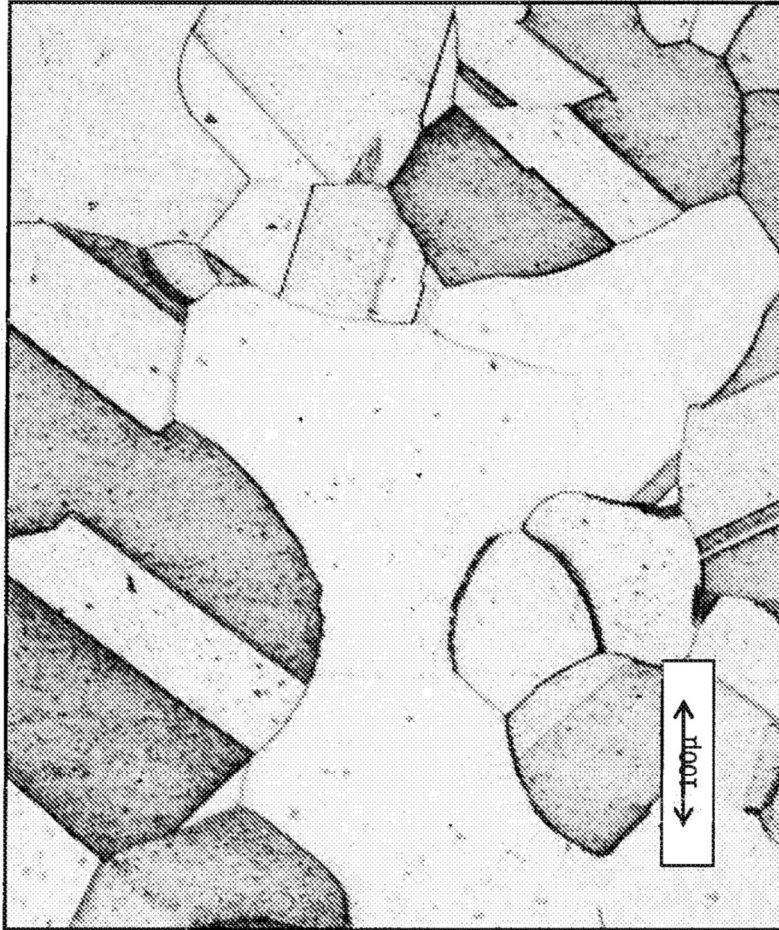


FIG. 9

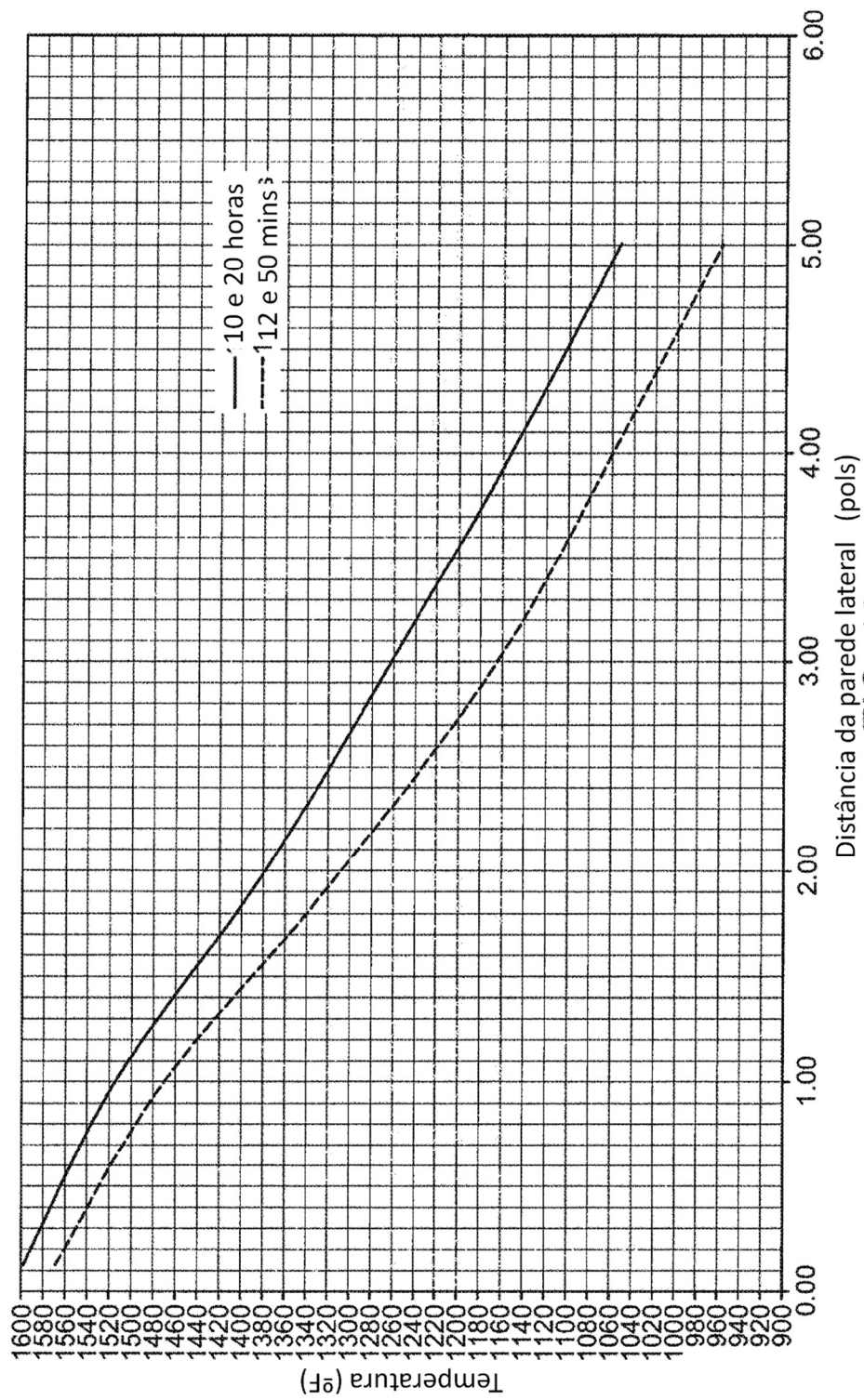


FIG. 10

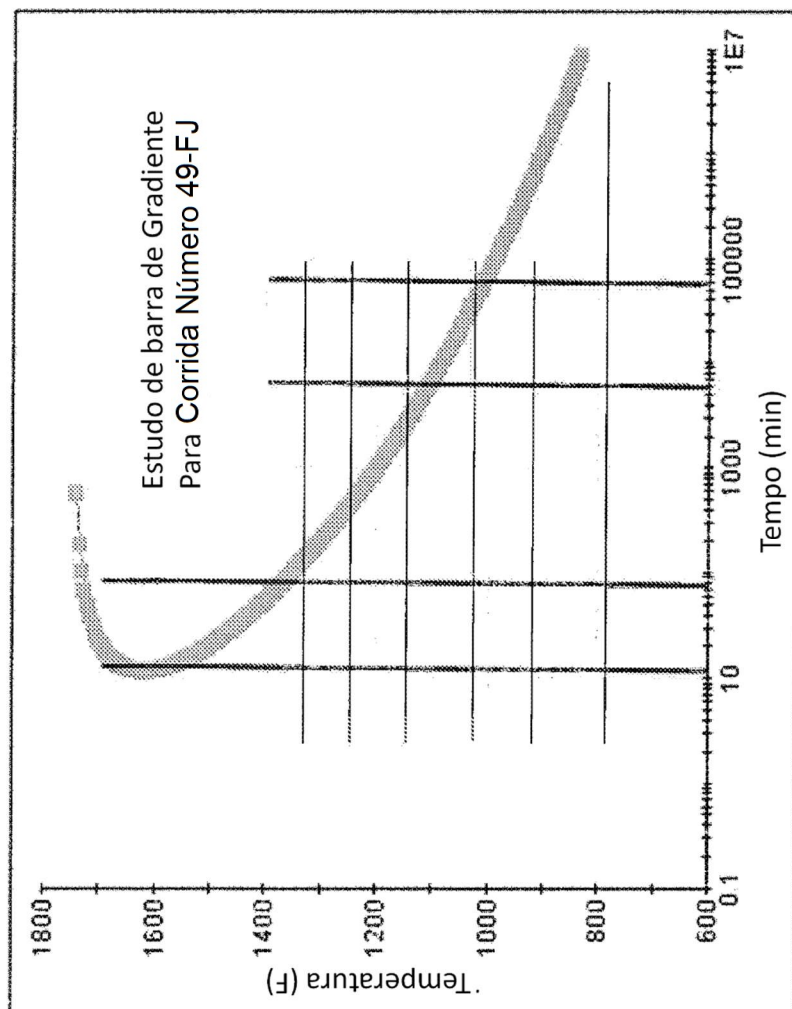


FIG. 11

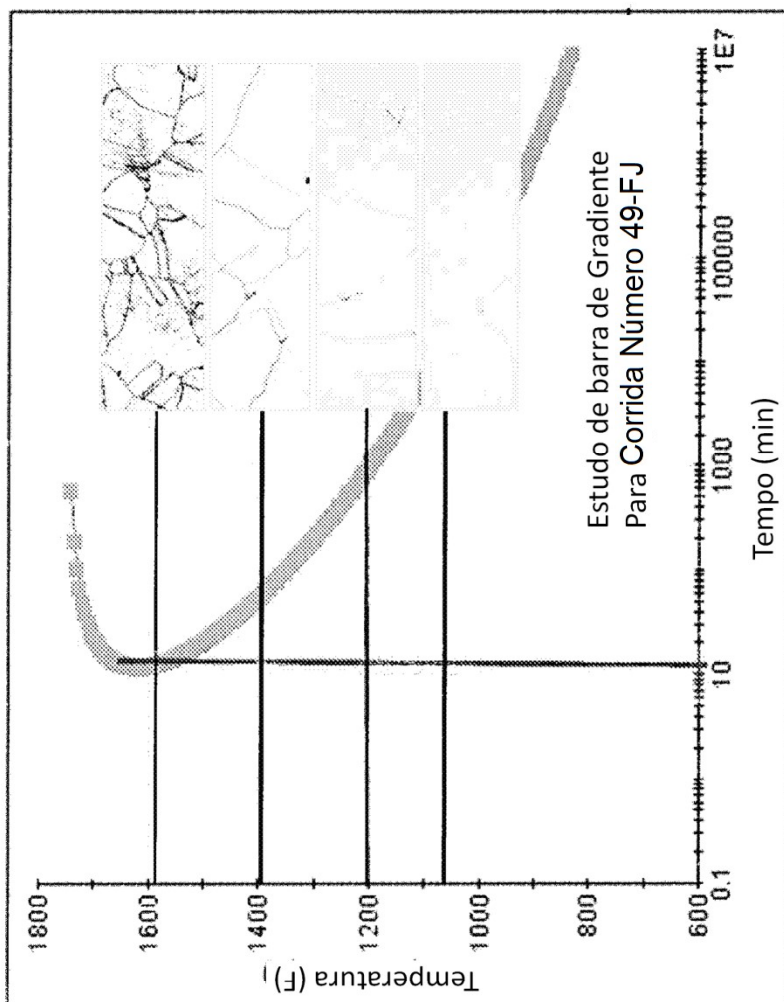


FIG. 12

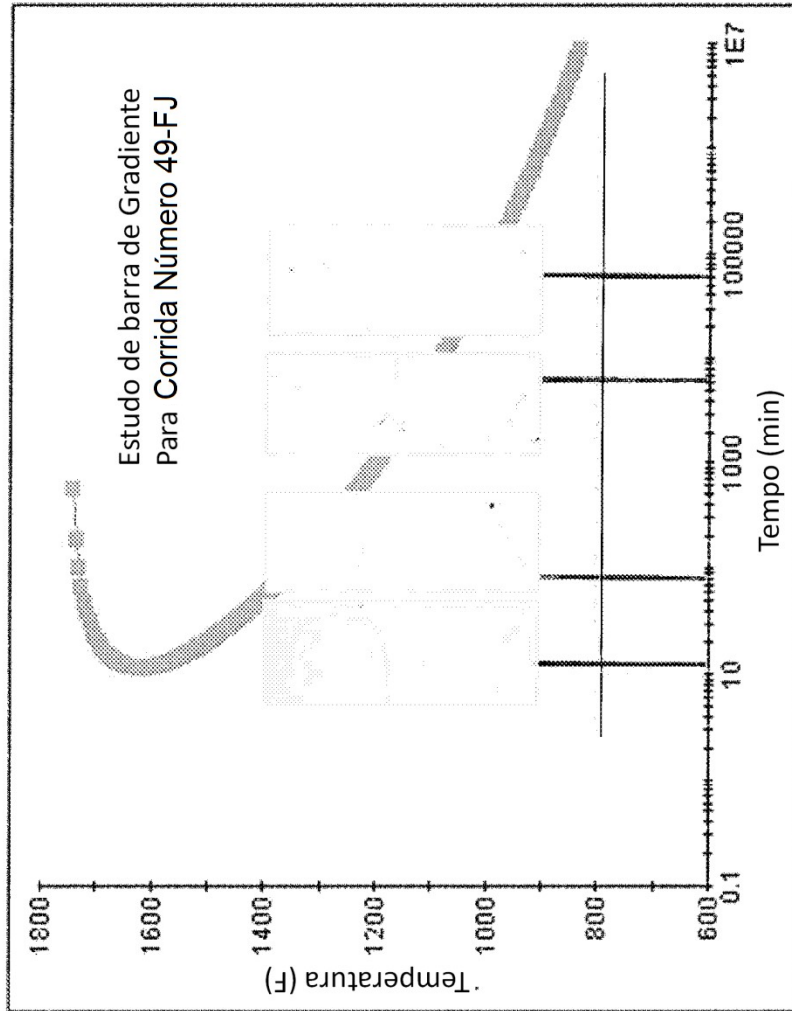
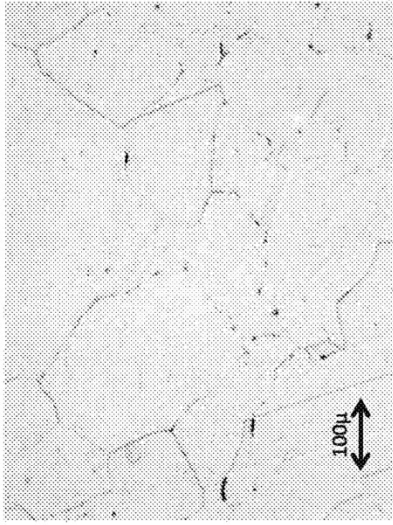
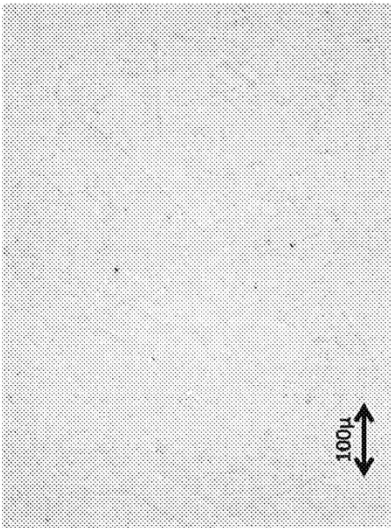


FIG. 13



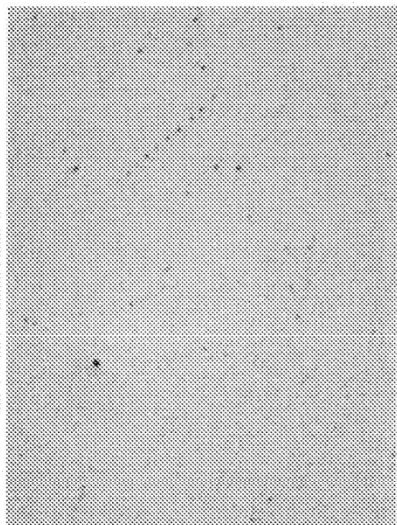
LOCALIZAÇÃO: T-1C R

FIG. 14B



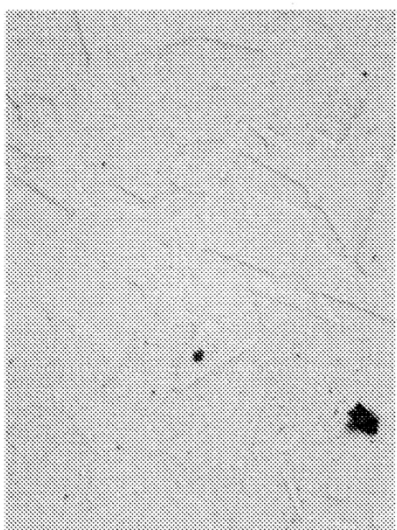
LOCALIZAÇÃO: T-1S R

FIG. 14A



LOCALIZAÇÃO: **T2C**

FIG. 15B



LOCALIZAÇÃO: **T2S**

FIG. 15A



FIG. 16B



FIG. 16A

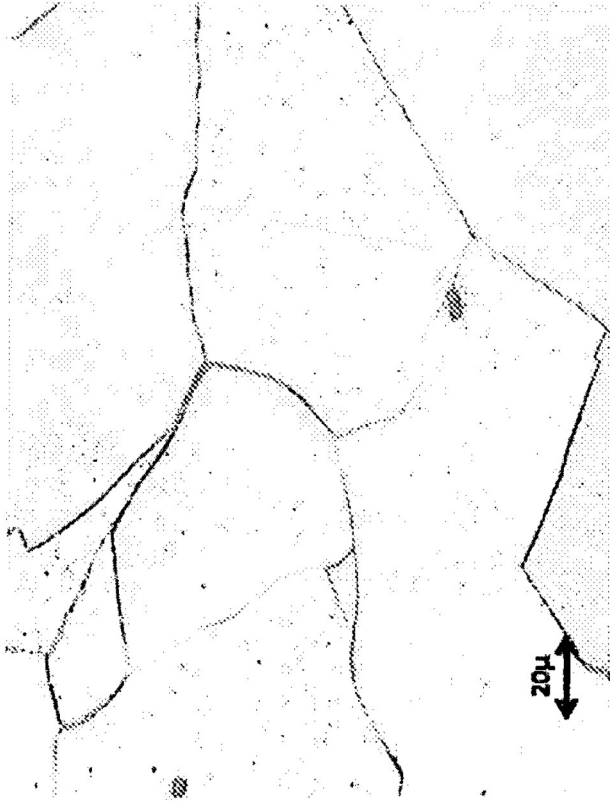


FIG. 17B

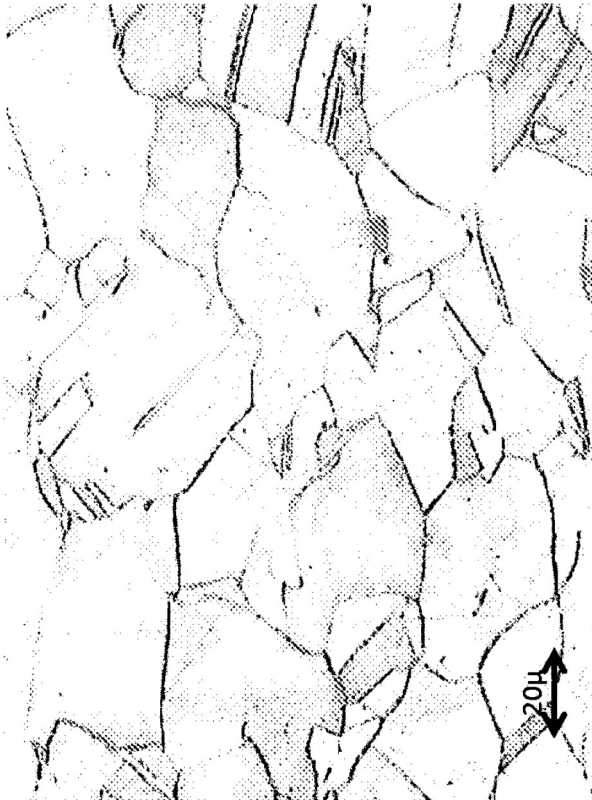


FIG. 17A