



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

(21) **PI0614030-0 A2**

(22) Data de Depósito: 25/01/2006
(43) Data da Publicação: 01/03/2011
(RPI 2095)



(51) *Int.Cl.:*
C22C 38/44
C22C 38/50
C22C 38/52

(54) Título: **AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO FORTALECIDO POR PRECIPITAÇÃO DE (ETA)-FASE DE Ni₃Ti**

(30) Prioridade Unionista: 25/01/2005 US 60/646.805

(73) Titular(es): QUESTEK INNOVATIONS LLC

(72) Inventor(es): JAMES A. WRIGHT, JIN-WON JUNG

(74) Procurador(es): Nellie Anne Daniel Shores

(86) Pedido Internacional: PCT US2006002896 de 25/01/2006

(87) Publicação Internacional: WO 2006/081401 de 03/08/2006

(57) Resumo: AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO FORTALECIDO POR PRECIPITAÇÃO DE n-FASE DE Ni₃Ti Um aço maraging inoxidável endurecido por precipitação que exibe uma combinação de força, dureza, e resistência à corrosão compreendem em peso cerca de: 8 a 15% de cromo (Cr), 2 a 15% de cobalto (Co), 7 a 14% de níquel (Ni), e até cerca de 0,71% de alumínio (Al), menos do que cerca de 0,4% de cobre (Cu), 0,5 a 2,5% de molibdênio (Mo), 0,4 a 0,75% de titânio (Ti), até cerca de 0,5% de tungstênio (W), e até cerca de 120 ppmw de carbono (C), o ferro essencial- mente em equilíbrio (Fe) e impurezas e elementos inciden- tais, caracterizado pelo fato de que a liga tem uma microes- trutura predominantemente de martensita em ripa essencial- mente sem fases intermetálicas topologicamente compactas e fortalecido principalmente por uma dispersão de partículas de fase intermetálica principalmente da fase eta-Ni₃Ti e on de os níveis de titânio e carbono (Ti) e (C) são controlados tal que C possa ser dissolvido durante uma etapa de homogeneização e subseglientemente precipitado durante o forjamento para fornecer uma dispersão de fixação de grão.

"AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO FORTALECIDO POR PRECIPITAÇÃO DE η -FASE DE Ni_3Ti "

REFERÊNCIA CRUZADA AOS PEDIDOS RELACIONADOS

Este é um pedido internacional com base no seguinte pedido provisional que está incorporado aqui por referência e ao qual prioridade é reivindicada: U.S. No. de Série 60/646.805, depositado em 25 de janeiro de 2005, "Martensitic Stainless Steel Strengthened by Ni_3Ti η -Phase Precipitation".

10 REFERÊNCIA ÀS CONCESSÕES DE PESQUISA E À LICENÇA DO GOVERNO

As atividades relativas ao desenvolvimento do assunto desta invenção foram fundadas pelo menos em parte por contratos do Governo de Estados Unidos, Corpo de Fuzileiros Navais dos Estados Unidos SBIR M67854-04-C-0029 e M67854-05-C-0025 e contratos da Marinha dos Estados Unidos SBIR N00421-03-P-0062 e N00421-03-C-0091, e desse modo podem ser submetidos aos direitos de licença e outros direitos nos Estados Unidos.

20 ANTECEDENTES DA INVENÇÃO

Em um aspecto principal, a presente invenção refere-se a aços inoxidáveis martensíticos de cromo, níquel, cobalto, molibdênio, titânio, alumínio tendo uma combinação excelente de força, dureza, e resistência à corrosão através de uma variedade de níveis de força.

Os aços martensíticos exibem força e dureza elevadas devido à estrutura de sub-grão fino que se forma como um resultado da transformação de fase de austenita a temperatu-

ra alta para martensita em temperatura baixa. Os aços martensíticos podem ser classificados como qualquer um dos contendo átomos intersticiais tal como carbono ou nitrogênio, ou essencialmente intersticial-livre. Os aços *maraging* livres de intersticia não inoxidáveis têm sido desenvolvidos desde os 1960, e normalmente contém cerca de 18% em peso de Ni e elementos substitucionais tal como Co, Mo, e Ti. O teor de Ni nestes aços contribui com uma boa combinação de força-dureza, (1) aumentando-se a força motriz termodinâmica para a nucleação e desse modo idealmente reduzindo o tamanho da partícula para fortalecimento eficiente; e (2) diminuindo-se a Temperatura de Transição Flexível para Frágil (DBTT) e melhorando-se a dureza da matriz. Há dois graus em aços *maraging* não inoxidáveis: C-graus, tal como C-200, -250, -300, e -350; e T-graus, tal como T-200, -250, e -300, onde o número representa a força de tração aproximada, em unidades de ksi. O C-grau contém Co e alcança força mais elevada para fração de η fase equivalente do que o T-grau, que é livre de Co e contém uma quantidade mais elevada de Ti. A eficiência de fortalecimento melhorada de C-grau pode ser atribuída ao tamanho de partícula η reduzido, que é alcançado por uma força motriz termodinâmica aumentada.

As ligas podem geralmente ser considerada inoxidável quando a atividade termodinâmica de Cr for suficiente para produzir uma película passiva de óxido crômico estável que previne outra corrosão. Mo e W são conhecidos por também melhorar a resistência à corrosão da fixação. Entretanto, a adição destes elementos reduz a temperatura inicial da mar-

tensita (M_s). Para garantir uma M_s razoável, um equilíbrio dos elementos de ligação, particularmente Cr, Ni, Cu, e Mo, é requerido. Uma série de aços maraging inoxidáveis existente estabeleceram exemplos de um equilíbrio aceitável: PH 17-7, 17 - 4PH, 15-5PH, PH 13-8, Custom 450, Custom 455, Custom 465, S240, Marval X12, Vasco734, e XPH1 2-9. Os teores de Cr, Ni, Cu, e Mo destas ligas são mostrados na Tabela 1 junto com as fases de fortalecimento precipitado.

Tabela 1

Liga	Cr	Ni	Cu	Mo	Outros	Fases de Fortalecimento
17-4PH	17	4	4			bcc-Cu
15-5PH	15	5	3,5			bcc-Cu
Custom 450	15	6	1,5	0,75	I Nb	bcc-Cu
S240	12	9	2	1,5	1,2Al, 0,3Ti	bcc-Cu+B2-NiAl
XPH12-9	12	9	1,2	1,5	1,6 Al	B2-NiAl+bcc-Cu
PH 13-8	13	8		2	1,1 Al	B2-NiAl
PH 17-7	17	7			1,1 Al	B2-NiAl
Vasco734	12	10,5			1,25 Al, 0,4Ti	B2-NiAl + η
Marval X12		9		2	0,7 Al, 0,3Ti	B2-NiAl + η
Custom 465		11		1	1,6 Ti	η
Custom 455		8,5	2		1 Ti, 0,5 Nb	η + bcc-Cu

10 A partir desta disposição de liga, os equilíbrios entre os elementos de ligação podem ser notados ao manter um M_s elevado para completar a transformação de martensítica em temperatura ambiente. Algumas ligas, tal como Custom 465, exigem um tratamento criogênico adicional para completar a

transformação. Os aços de maraging inoxidáveis que não podem ser processados por fusão a vácuo para lingotes de ampla escala são mostrados na Tabela 2. O M_s de Nanoflex é muito baixo e necessita de uma transformação martensítica isotérmica sub-zero e/ou funcionamento a frio pesado após a extinção para completar a transformação martensítica, limitar sua geometria ao arame ou lâmina com seção transversal fina. Custom 475 [Patente U.S. 6.630.103 (incorporada aqui)] está limitado em tamanho de lingote devido aos problemas de segregação de solidificação.

Tabela 2

Liga	Cr	Ni	Cu	Mo	Outros	Fases de Fortalecimento
Custom 475	11	8		4,5	9 Co, 1,2 Al	B2-NiAl + TCP
Nanoflex	12	9	2	4	0,9 Ti, 0,3Al	η +bcc-Cu + TCP (Fase R)

As ligas listadas nas Tabelas 1 e 2 podem ser caracterizadas de acordo com suas fases de fortalecimento que são precipitadas durante o envelhecimento. As três fases de fortalecimento efetivas e mais comuns são η , B2-NiAl, e bcc-Cu. As fases bcc-Cu e B2-NiAl são ambas fases de bcc ordenado com considerável intersolubilidade, e podem coerentemente nuclear na matriz martensítica de bcc, desse modo fornecendo dispersão em escala fina. Alguma solubilidade de Ti em B2-NiAl é esperada, e em tempos de têmpera prolongados, um Ni_2TiAl de fase Heusler altamente ordenada pode se formar.

A fase de η -Ni₃Ti é acreditada ter o menor tamanho de partícula ideal entre os precipitados intermetálicos em aço, e portanto é muito eficiente para o fortalecimento. Esta eficiência de fortalecimento minimiza o débito de níquel na matriz e desse modo suprime o DBTT. Por esta razão, a η fase é utilizada para o fortalecimento dos aços de C-grau e T-grau martensíticos livres de intersticial não inoxidáveis onde os teores elevados de Ni de liga são facilmente obtidos com temperaturas de Ms elevadas.

Além das fases de fortalecimento B2, bcc-Cu, e η , as fases de baixa simetria, Topograficamente Compactas (TCP) tal como R, Laves, ou μ podem fornecer alguma resposta de fortalecimento, embora às custas de ductilidade da liga. A precipitação de partículas de austenita macias pode reduzir a força da liga. Finalmente, uma pequena resposta de fortalecimento pode ser obtida da precipitação de partículas bcc-Cr de nano-escala, coerentes durante a têmpera. Entretanto, o efeito de precipitados de nano-escala bcc-Cr no movimento de deslocação e portanto propriedades mecânicas são esperadas serem pequenas.

Os aços de *maraging* também podem ser caracterizados por suas combinações de força-dureza. A Figura 1 ilustra as combinações de força-dureza de uma variedade de ligas de *maraging* inoxidáveis comerciais, junto com exemplos da invenção objeto como descrito a seguir. As ligas fortalecidas por bcc-Cu geralmente exibem uma força de resistência de 140-175 ksi. As ligas PH13-8 fortalecidas por B2 têm boa resistência à corrosão e podem alcançar uma força de resistên-

cia até cerca de 200 ksi. A liga PH13-8 SuperTough® foi desenvolvida por Allvac para aumentar a dureza da liga minimizando-se O, N, S, e P, ao mesmo tempo em que mantendo a força. Ligas adicionais foram desenvolvidas para alcançar força
5 de resistência até cerca de 240 ksi, entretanto sua dureza de impacto diminui dramaticamente em cerca de 235 ksi. Os aços de *maraging* inoxidáveis capazes de alcançar uma força de resistência maior do que cerca de 255 ksi são Custom475 e NanoFlex, entretanto ambos sofrem de conseqüências de pro-
10 cessamento acima mencionadas.

Os aços de *maraging* também podem ser caracterizados por resistência à corrosão. O Número de Equivalência de Resistência à Corrosão (PREN) é um parâmetro geralmente empregado para calcular a resistência à corrosão. Ao mesmo
15 tempo em que PREN não considera os efeitos microestruturais em mecanismos de corrosão específicos, ele é efetivo ao comparar microestruturas similares. PREN é definido como % em peso de Cr + 3,3* (% em peso de Mo + ½ % em peso de W), e é incorporado como um parâmetro de designio na invenção obje-
20 to.

Os aços de *maraging* inoxidáveis Custom465 de Carpenter Technologies e NanoFlex, também referidos como 1RK91 por aços Sandvik, empregam uma η fase de fortalecimento. Entretanto, NanoFlex é especificado com mais do que 0,5% em
25 peso de Cu na liga, ao mesmo tempo em que Custom465 tem um teor de Ti mais elevado e não contém nenhum Co.

Duas outras ligas patenteadas mostraram combinações de força-dureza similares. Primeiro, Custom475 inclui

os teores de Al e Mo muito elevados. Esta liga demonstrou propriedades de força-dureza elevadas, entretanto, só pode ser produzida em pequenos tamanhos de seção [Patente U.S. 6.630.103, coluna 5, linhas 46-58]. Segundo, uma patente de
5 Allvac para PH13-8 SuperTough descreve como fazer a liga não proprietária, existente PH13-8 com dureza mais elevada. Entretanto, a composição de PH13-8 SuperTough tem teor de Ti muito baixo.

NanoFlex deve ser plasticamente deformada para
10 completar a transformação martensítica [Patente U.S. RE 36.382 (incorporada aqui)]. NanoFlex é adequado somente para aplicações de pequena dimensão, e utiliza Cu principalmente para obter a ductilidade desejada, porém também alcançar a resposta de têmpera desejada.

15 Desse modo, permaneceu o desejo de uma liga de aço inoxidável dura, de força elevada considerável.

SUMÁRIO DA INVENÇÃO

Em um aspecto principal, a invenção objeto compreende uma liga de aço inoxidável martensítica, precipitação
20 fortalecida por uma dispersão de partículas de intermetálicas principalmente da η -fase de Ni_3Ti . O fortalecimento da precipitação suplementar pode ser contribuído por uma dispersão de partículas de bcc-Cr e/ou $B2\text{-NiAl}$ coerente. Durante a têmpera, a precipitação de austenita é controlada, e a
25 precipitação de fases de TCP quebradiças são evitadas. Os níveis de C e Ti são controlados tal que C possa ser dissolvido durante a homogeneização e subsequente possa ser precipitado durante o forjamento para fornecer uma dispersão

de fixação de grão de carbonetos de MC onde M é Ti, V, Nb, ou Ta. A composição é selecionada tal que durante a homogeneização, a liga esteja no campo de fase única de fcc, ao mesmo tempo em que evitando δ -ferrita. A composição também é
5 selecionada tal que M_s , e portanto a fração de volume de austenita retida, seja equilibrada com outras restrições de designio de liga. Para um determinado nível de força, a resistência à corrosão da liga, como quantificado por PREN, é maximizada. A resistência à clivagem da liga é mantida a
10 temperaturas criogênicas através de um controle cuidadoso da composição de matriz temperada.

As ligas da invenção objeto com as características microestruturais acima mencionadas são adequadas para a produção de lingotes de ampla escala empregando técnicas de
15 processamento convencionais conhecidas por pessoas versadas na técnica. As ligas podem ser subsequenteemente forjadas, seguindo um tratamento de homogeneização. As ligas são designadas para transformarem-se para a constituição de fase de martensita desejada maior do que cerca de 85% sob extin-
20 ção de temperatura elevada sem requerer funcionamento a frio. Para algumas aplicações, as ligas podem ser de fundição de precisão em vácuo para partes de forma quase líquida. Devido ao efeito de fortalecimento de sólido-solução inferior de elementos de substitucionais tal como Al, Co, Cr, Mo, Ni,
25 ou Ti, comparado com elementos intersticiais tal como C ou N, os aços martensíticos livres de intersticial quando extintos da invenção objeto são relativamente macios e portan-

to mais facilmente trabalhados do que o aço martensítico contendo carbono.

As ligas com o conceito microestrutural descrito acima, e submetidas à restrição de processamento desejadas foram designadas através de uma faixa de força de resistência de 180 até 270 ksi. Nestes níveis de força, a dureza de impacto varia de 10 a 160 ft-lbs de acordo com a relação ilustrada na Figura 1. Para um determinado nível de força e dureza a resistência à corrosão geral e resistência ao Craqueamento de Corrosão por Tensão (SCC) é maximizada. Além disso, para algumas modalidades, a dureza de impacto elevada foi demonstrada até mesmo a -100°C .

A faixa de composição ideal através da qual o conceito microestrutural pode ser obtido para atender aos requisitos de processamento e alcançar os objetivos de propriedade, é mostrada na Tabela 3. Três modalidades, alvejando três níveis de força diferentes em equilíbrios de resistência à corrosão e dureza associados, são apresentadas em comparação com as faixas da composição de ligas comerciais.

Tabela 3

Liga	Cr	Ni	Co	Cu	Mo	W	Ti	Al	C
PH13-8	12,25-	7,5-	0	0	2-2,5	0	0	1,1	
SuperTough	13,25	8,5							
Preferido	13		0	0	2	0	0	1,1	
		8							
Custom465	10-13	10,5-	0	0-	0,25-	0	1,5-	0-0,25	
		11,6		0,95	1,5		1,8		

Preferido	11,75	11	0			0		0	
				0	1		1,6		
Custom475	9-13	7-9	5-	0-	3-6	0	0-1,0	1,0-	
			11	0,75				1,5	
Preferido	11	8			4,5	0	0		
			9	0				1,2	
Nanoflex	10-14	7-10	0-	0,5-4	0,5-6	0	0,4-	0,05-	
			9				1,4	0,5	
Preferido	12	9		2	4	0			
			0				0,9	0,3	
S240	11-	9-11	0	0,5-	1-2,5	0-2	0,15-	0,7-	0-0,002
	12,5			2,5			0,5	1,5	
Preferido		11,5	0		1,5	0,75			0,012
	9,5			1,5			0,3	1,1	
Liga Objeto	8-15	7-14	2-	0-0,4	0,5-	0-	0,4-	0-0,7	0,002-
			15		2,5	0,5	0,75		0,015
Modalidade	12-15	7-10		0-0,4				0,1-	
M45S			2-		1,5-	0-	0,4-	0,4	0,002-
			8		2,5	0,5	0,6		0,015
Modalidade	10-13	8,5-11		0-0,4					
M48S								0,2-	
			4-		1-2	0-	0,45-	0,6	0,002-
Modalidade	8-11	10-14	10	0-0,3		0,5	0,65		0,015
M52S									
					0,5-			0,3-	
			6-		1,5	0-	0,55-	0,7	0,002-
			15			0,5	0,75		0,015

Há muitas aplicações de construção estruturais que podem se beneficiar de aços inoxidáveis com combinações me-

lhoradas de força, dureza, e resistência à corrosão. Os mecanismos de aterrissagem de aeronave que requerem força de tração elevada com resistência excelente a SCC são atualmente feitos de aço não inoxidável tal como 300M e AerMet100, porque os aços inoxidáveis não atendem às exigências de desempenho exigente. Para minimizar a suscetibilidade de SCC, os aços não inoxidáveis devem ser cobertos com cádmio tóxico. Os aços inoxidáveis da invenção objeto eliminam a necessidade de revestimento de cádmio sem um débito nas propriedades mecânicas. Os novos desígnios de peso eficiente de outros componentes de aeroestrutura estruturais tal como pistas de flap, atuadores, ou montagens de motor, também são capacitados por combinações de força-dureza melhoradas da invenção objeto. A potência de fogo de canos de arma que são limitados pela força de resistência do material e também sofre de erosão, pode ser melhorada empregando-se aços inoxidáveis da invenção objeto. Os componentes de perfuração petroquímica de buraco aberto para baixo, que requerem força elevada tal como afogadores, interiores de válvula, e ganchos de tubulação, também se beneficiam de inoxidável da invenção objeto. O aço inoxidável martensítico endurecido por precipitação da invenção objeto com boa resistência ao craqueamento por tensão de sulfeto e força mais elevada, permite novos desígnios de espaço eficientes destes componentes e prolonga a sustentabilidade do fornecimento de óleo e gás. As aplicações biomédicas também podem se beneficiar dos aços da invenção objeto com combinação de resistência à corrosão-força superior.

Estes objetivos, características, e usos entre outros são apresentados em detalhes adicionais na descrição que é apresentada a seguir.

BREVE DESCRIÇÃO DOS DESENHOS

5 Na descrição detalhada que segue referência é feita às seguintes figuras:

Figura 1 é um gráfico de dureza de impacto vs. Força de resistência para aços inoxidáveis martensíticos endurecidos por precipitação;

10 Figura 2 é um gráfico de desígnio de sistemas que ilustra as relações de processamento-estrutura-propriedade para a presente invenção;

Figura 3 mostra a energia de impacto de corte em V Charpy como uma função de temperatura de teste para liga de protótipo M48S-1A;

Figura 4 mostra as etapas do processamento de tempo-temperatura esquematicamente para a liga objeto;

Figura 5 mostra o perfil da temperatura de *solvus* de carboneto de MC como função dos teores de Ti e C para a composição de M48S-1A. Ti e C são mostrados em unidades de % em peso, e os perfis de temperatura são mostrados em unidades de °C;

Figura 6 mostra o efeito de Co para evitar δ -ferrita de temperatura alta (BCC) em temperatura de homogeneização para liga M45S-1A;

Figura 7 mostra o teor de austenita retida medida vs. Ms medido para ligas de protótipo, ilustrando o efeito de austenita retida aumentada com Ms reduzido;

Figura 8 mostra o diagrama de fase quasi-binário de Ti-Al que ilustra a solubilidade de Al em η -fase de Ni₃Ti, calculado para a liga M52S-1A; e

Figura 9 mostra a fração do volume de austenita e dureza medida para a liga de protótipo M52S-1A, ilustrando a diminuição na dureza com a fração de volume de austenita aumentada.

DESCRIÇÃO DETALHADA DAS MODALIDADES

Gráfico do Desígnio dos Sistemas

As relações de processamento-estrutura e estrutura-propriedade consideradas importantes para as ligas são ilustradas na Figura 2. Este gráfico de desígnio de sistemas de liga descreve as várias escalas de comprimento de subsistemas microestruturais e seus efeitos em propriedades de liga. Para a invenção objeto, as propriedades principais incluem força de resistência e força de tração final; dureza de impacto; e PREN. As etapas de processamento preferidas são mostradas na esquerda do gráfico de desígnio, e as características microestruturais afetadas durante cada etapa do processamento são mostradas com setas.

Propriedades

A força é um fator de desígnio principal para muitos componentes que seriam fabricados das ligas. Para uma determinada liga, a força é inversamente proporcional à dureza. Além disso, os teores de Cr e Mo, úteis para resistência à corrosão também são equilibrados delicadamente para M_s, criando outra relação inversa de força para resistência de corrosão. Desse modo, a força para qualquer liga particu-

lar foi designada em uma resistência à corrosão e dureza concomitantes, e de modo bem sucedido validada, como descrito na Figura 1.

Cinco características microestruturais primárias
5 são consideradas importantes para alcançar fortalecimento eficiente. Primeiro, a liga requer um tamanho de grão fino que pode ser obtido através de forjamento, e dispersão de refinamento de grão MC ideal, onde M é Ti, V, Nb, ou Ta. Segundo, a liga tem que ter uma estrutura de subgrão martensítica predominantemente em ripa sob extinção do tratamento
10 térmico da solução, com menos do que cerca de 15% de austenita retida. Terceiro lugar, na matriz martensítica temperada, os precipitados de η -fase têm que fornecer fortalecimento eficiente. Quarto, a precipitação de austenita tem que ser controlada cuidadosamente, uma vez que tais partículas
15 podem reduzir a força. Finalmente, Ni, Co, Cr, Mo, e W permanecendo na matriz martensítica tem que fornecer fortalecimento de solução sólida efetivo.

A dureza de impacto de corte em V Charpy (CVN) tem
20 sido a medida primária de dureza para protótipos das ligas inventadas. Como ilustrado na Figura 1, para qualquer determinada força de resistência e resistência à corrosão, a dureza de impacto das ligas é superior a do aço inoxidável martensítico livre de intersticial disponível atualmente. Os
25 aços de invenção objeto obtêm um valor de $CVN + 0,85 \times (\text{Força de Resistência})$ maior do que cerca de 240, onde CVN está em ft-lb e a força de resistência em ksi. A dureza de impacto tem sido medida em temperaturas de teste variantes para caracte-

rizar DBTT e verificar a suscetibilidade da liga a clivagem em temperaturas baixas para protótipo de M48S-1A, como mostrado na Figura 3.

As várias características microestruturas são fatores considerados importantes para designar ligas de dureza elevada de um determinado nível de força. Como com a força, é importante obter uma microestrutura de grão fino e subestrutura predominantemente martensítica ao mesmo tempo em que minimizando a austenita retida para menos do que cerca de 15% em volume. As partículas de TiC que não podem ser dissolvidas durante a homogeneização devem ser prevenidas. As inclusões de formação de microlacunas primárias devem ser minimizadas controlando-se O, N, S, e P durante a fusão. Durante a têmpera, a precipitação da fase TCP deve ser prevenida porque isto pode reduzir a ductilidade e dureza da liga. Finalmente, a composição de matriz de martensita temperada determinará DBTT, onde Ni é o elemento mais potente para promover fratura dúctil.

PREN tem sido utilizado como a medida primária de resistência à corrosão para as ligas. Isto pode ser calculado convenientemente da composição de liga. Os aços da invenção objeto obtêm um valor de $PREN + 0,12 \times (\text{Força de Resistência})$ maior do que cerca de 44, onde a força de resistência está em ksi. A resistência à corrosão é primeiramente obtida através de uma camada de superfície de óxido crômico passiva de auto-cura. O Cr, Mo, e W na matriz martensítica permiti a formação desta camada de óxido passiva. Entretanto as partículas ricas em Cr e fases TCP ricas em (W, Mo, Cr) devem ser

evitadas para que a resistência à corrosão seja possível. Em alguns casos, bcc-Cr pode ser necessário para força, entretanto a precipitação da fase TCP dever ser evitada. A separação de Mo e W para limites da granulação e sub-granulação durante a têmpera, pode reduzir a suscetibilidade da liga para SCC intergranular. O tamanho de grão reduzido é também benéfico para reduzir a suscetibilidade a SCC.

Processamento

As ligas são designadas para serem processadas convencionalmente de acordo com, por exemplo, um esquemático de tempo-temperatura mostrado na Figura 4. Certos problemas podem surgir quando processando aços ricos em liga, e para evitar tais problemas, as limitações de composição e recomendações de processamento são aplicáveis às ligas objeto como representada pela Figura 4 e descrito em seguida.

Primeiro, os elementos de pureza elevada são fundidos por indução a vácuo (VIM) para obter níveis de impureza baixos de O, N, S, P, e elementos *tramp*. S e P são conhecidos por segregarem para os limites de granulação de austenita e desse modo reduzir a dureza de liga ou aumentar a suscetibilidade de SCC. As Adições menores de Ca, La, elementos de terra rara, ou outros elementos reativos conhecidos por absorverem estes elementos quebradiços, podem similarmente minimizar a segregação de limite da granulação. O e N são conhecidos por formarem inclusões de nitreto e óxido quebradiças, e a redução destes elementos aumentaria a dureza da liga. Para as ligas η -fortalecidas da invenção objeto, tem sido descoberto que o teor de C deveria também ser cui-

dadosamente controlado para evitar a formação de partículas de carbo-sulfeto de titânio ou carboneto de titânio insolúveis grandes, durante a solidificação.

Seguindo VIM, o lingote pode então ser Re-fundido
5 por Arc a Vácuo (VAR) para obter uma microestrutura de fundição mais refinada. Alternativamente, a liga pode ser fundição de investimento a vácuo para forma quase líquida.

A segregação ocorre durante o processo de VIM devido às diferenças da composição entre dendritos e o líquido
10 restante. Para reduzir a flutuação de composição de solidificação, a liga deveria ser mantida no campo da fase única fcc de temperatura elevada. A duração deste tratamento dependerá da taxa de resfriamento do lingote e magnitude de segregação no lingote, porém tem sido descoberto que 8 a 32
15 horas são geralmente suficientes. O teor de carbono de liga deveria ser baixo o suficiente tal que toda a fase TiC pudesse ser dissolvida na matriz fcc em uma temperatura de homogeneização prática. Isto fornece um limite no teor de Ti. A Figura 5 mostra o perfil de temperaturas de solvus de TiC
20 calculado as como uma função dos teores de Ti e C da liga. Um nível de Ti de 0,5 a 0,75% em peso tem sido descrito como ideal para permitir que cerca de 20 a 150 wppm e preferivelmente 50 a 100 wppm de C sejam dissolvidos a 1250°C. Ao mesmo tempo em que as partículas de TiC são dissolvidas durante
25 este tratamento, frações muito pequenas de inclusões de O, N, S absorvidas de terra rara podem permanecer na liga não dissolvida.

Para também refinar a microestrutura, o lingote homogeneizado é forjado em temperaturas abaixo da temperatura de solvus de TiC no campo de duas fases TiC + fcc, onde as partículas de TiC atuam como uma dispersão de refinamento de grão. O tamanho de partícula pequeno de TiC precipitado maximiza a eficiência de refinamento de grão e limita o desenvolvimento de grãos de austenita recristalizados durante o tratamento térmico de solução subsequente.

Durante o forjamento, a fusão incipiente pode causar graves problemas, tal como encurtamento do calor ou controle da borda. A fusão incipiente é o resultado de homogeneização incompleta onde uma piscina de líquido se forma em composições eutéticas de baixo ponto de fusão. As interações entre Ti e C para formar TiC da fusão durante a solidificação, são responsáveis por este problema, e os limites de Ti e C recomendados evitam isto.

Os componentes de fundição de investimento não são normalmente forjados, e portanto terão uma microestrutura mais grossa do que os componentes forjados. A precipitação de uma dispersão de refinamento de grão de TiC fino através de exposição ao campo de duas fases TiC + fcc, é desejada para fixar os limites da granulação de austenita recristalizada durante o tratamento térmico de solução subsequente.

Seguindo o resfriamento do processo de forjamento (ou homogeneização e precipitação de TiC para componentes de fundição de investimento) a liga deve ser tratada com solução para dissolver a fase intermetálica, porém o tempo e temperatura de exposição devem ser limitados para minimizar

o não refinamento da dispersão de TiC de refinamento de grão e portanto limitar o desenvolvimento de grão de austenita. O componente deve tipicamente ser resfriado em temperatura ambiente razoavelmente rapidamente para promover a transformação martensítica. Um tratamento criogênico rápido pode ser empregado para também reduzir a fração de austenita retida.

Após o tratamento térmico da solução, a liga pode ser trabalhada em um estado relativamente macio.

A têmpera subsequente resulta na precipitação de dispersões de partícula da segunda fase na liga. Para cada composição de liga e propriedades desejadas, os tempos e temperaturas de têmpera, recomendados ou controlados são sugeridos para obter microestruturas ideais. A fase principal precipitada nas ligas objeto, é a η -fase de Ni_3Ti para fortalecimento eficiente. O tamanho de partícula dos precipitados da η -fase é idealmente reduzido tal que força mais elevada seja obtida nas ligas, comparado com Custom465 que contém fração de η -fase e teor de Ti muito mais elevado.

Microestrutura

A microestrutura das ligas objeto pode ser caracterizada como tendo uma matriz predominantemente martensítica em ripa. Uma dispersão de fixação de grão de fase MC fino de partículas de forma esférica a cúbica está localizada nos limites da granulação com um tamanho menor do que 5 μm e preferivelmente menor do que 1 μm . Dentro da matriz martensítica as ligas objeto são caracterizadas como sendo predominantemente livres de fases TCP e predominantemente fortalecidas por uma dispersão de partículas de η -fase. A disper-

são de partículas da η fase constitui cerca de 2 a 8% em volume e se desenvolvem para uma morfologia em forma de bastão com uma dimensão longa menor do que 50 nm e preferivelmente menor do que cerca de 10 nm para as modalidades de força superior.

N, O, S, e P podem formar inclusões indesejáveis que têm um efeito negativo na resistência à fadiga e dureza. S, P, e outros elementos *tramp* podem causar fragilidade do limite da granulação, e desse modo aumentar a suscetibilidade da liga a SCC. Por conseguinte, estes são minimizados nas ligas objeto.

A micro-segregação pode ser um problema para composições ricas em liga. A composição em homogeneidades pode resultar em piscinas de temperatura de fusão baixa de líquido no lingote de fundição. Os exemplos de M52S-2A e 2B (Tabela 4) foram inadequados para forjamento devido ao teor de Ti de liga excessivo. O teor de Mo deveria também ser controlado para evitar fusão incipiente indesejável. M45S-2A e M48S-2A (Tabela 4) foram demonstrados em uma escala intermediária sem problemas de segregação.

Um tamanho de grão fino é requerido para força, dureza e resistência à corrosão. Para prevenir desenvolvimento de grão indesejável durante o tratamento de solução, uma dispersão de partículas de MC é utilizada na invenção objeto, onde M pode ser Ti, V, Nb, ou Ta. A eficiência de fixação de grão da dispersão de partícula MC é melhorada para um tamanho de partícula refinado, que é obtido através da dissolução de C durante o processo de homogeneização acima

mencionado e precipitação subsequente durante o forjamento. As partículas de TiC são em formas esférica a cúbicas, localizadas nos limites da granulação, menores do que 5 μm e preferivelmente menores do que cerca 1 μm , e constituem cerca de 0,02 a 0,15% em volume.

Uma matriz martensítica em ripa é necessária para força e dureza boas. A austenita retida reduzirá a força da liga, e deveria ser menor do que cerca de 15% em volume. Como um resultado, um campo de fase única FCC, sem delta ferrita, é requerido em temperatura de homogeneização. Este requerimento trata de ligas com teores elevados de Cr, Mo, e W. Tem sido descrito que a adição de Co ao M45S-1A pode promover o campo da fase única de austenita da temperatura elevada, como mostrado na Figura 6.

Sob extinção de temperatura elevada, a liga deveria ter um M_s acima da temperatura ambiente e preferivelmente acima de 50°C para eliminar a necessidade de tratamento criogênico. Ni, Cr, Mo, Cu, e W deveriam ser cuidadosamente controlados. A Figura 7 ilustra a relação entre M_s e fração de volume de austenita retida. M48S-2A e M52S-1B (Tabela 4) são exemplos de ligas com M_s muito baixo e correspondentemente austenita retida elevada.

Um processo de têmpera entre 450 a 550°C precipita uma dispersão de partículas intermetálicas na matriz martensítica. A η -fase acima mencionada é a partícula de fortalecimento principal das ligas objeto. A solubilidade de Al na η -fase, como mostrado na Figura 8, é também utilizada nas ligas objeto. Dependendo da relação de Ti/Al na liga, algum

fortalecimento de B2-NiAl suplementar é esperado. O tamanho de partícula de η -fase é minimizado nas ligas objeto incorporando-se Co nas ligas, o que aumenta a força propulsora termodinâmica para precipitação. A temperatura de têmpera
5 reduzida também aumenta a força propulsora termodinâmica para precipitação de η -fase. As partículas de η -fase têm uma morfologia em forma de bastão predominantemente com a dimensão longa menor do que 50 nm e preferivelmente menor do que cerca de 10 nm para as modalidades de força superior. A fra-
10 ção da fase da η fase pode variar de cerca de 2 a 8% em volume.

As fases TCP são evitadas durante a têmpera devido aos seus efeitos prejudiciais acima mencionados no desempenho da liga. A temperatura de têmpera reduzida e W, Mo, Co,
15 Cu, e Cr elevados aumentariam a estabilidade das fases TCP. A modalidade de ligas de M45S da invenção objeto é mais suscetível à precipitação das fases TCP, e entretanto a temperatura de têmpera preferida para esta liga é acima de 500°C.

A austenita pode também precipitar durante a têm-
20 pera, o que resulta em dureza de liga diminuída. A precipitação de austenita é promovida aumentando-se o teor de Ni e Co da liga e temperatura de têmpera elevada. A precipitação de austenita limitada é aceitável, entretanto, a precipitação de austenita excessiva pode diminuir rapidamente a força
25 de liga. A Figura 9 ilustra a fração de volume de austenita com tempo de têmpera e a diminuição associada em dureza por M52S-1A em três temperaturas de têmpera.

Cu é evitado porque é conhecido por co-nuclear com precipitados de η -fase [Hättestrand, M. e outros, 2004 *Acta Materialia*, 52, 1023-1037], e para tais obstáculos de deslocamento Orowan não cortáveis, a co-nucleação fornece pouco benefício de fortalecimento, especialmente considerando a depressão associada de M_s . Os precipitados coerentes de bcc-Cr e B2-NiAl precipitam o nucleado independentemente das partículas de η -fase e podem fornecer fortalecimento suplementar. Cuidado deve ser tomado para evitar consumir muito Ni da matriz com B2-NiAl excessivo.

As fases de TCP tal como fase mu, laves, R, e sigma, devem ser essencialmente evitadas. Devido à sua simetria cristalina baixa, estas fases têm uma desvantagem cinética para precipitação, comparadas com as fases de fortalecimento descritas previamente. Entretanto, elas podem ser termodinamicamente estáveis contanto que sua força propulsora para precipitação seja baixa o suficiente para retardar a precipitação até após a precipitação de fases mais desejáveis. Geralmente, precipitação de fase TCP é promovida por W, Mo, Cr, Cu, e Co e temperaturas de têmpera reduzidas. Os limites do elemento de ligação aceitáveis e temperaturas de têmpera associadas, têm sido desenvolvidos como representado pelos exemplos descritos em seguida.

Finalmente, a precipitação de austenita pode ocorrer durante a têmpera. O teor de Ni de liga aumentado e temperaturas de têmpera aumentadas promovem a precipitação de austenita. A precipitação de austenita limitada é aceitável, entretanto, a precipitação de austenita excessiva pode dimi-

nuir rapidamente a força de liga. Menos do que cerca de 15% de austenita retida é julgado aceitável, desse modo tornando a liga principalmente martensítica.

Um tamanho de grão fino é requerido para força,
5 dureza e resistência à corrosão. Para prevenir o desenvolvimento do grão indesejável durante o tratamento de solução, uma dispersão de partículas de TiC é utilizada na invenção objeto. A eficiência de fixação de grão da dispersão de partícula de TiC é melhorada para um tamanho de partícula refinado,
10 nado, que é obtido através de dissolução de C durante o processo de homogeneização e precipitação subsequente durante forjamento. O requerimento para solubilidade de TiC é obtido limitando-se os teores de TiC e C como mostrado na Figura 5 para uma temperatura de homogeneização selecionada. Uma faixa
15 xa de temperatura de cerca de 1200 a 1250°C tem sido descrita como uma temperatura ideal para 0,5 a 0,75% em peso de Ti e 20 a 150 wppm de C e preferivelmente 50 a 100 wppm de carbono.

Devido ao equilíbrio de Ti, Ni, Al, e Co para resposta de fortalecimento de η -fase ideal; W, Mo, Co, Cu, e Cr para evitar precipitação de fase TCP prejudicial; e Ni e Co para controlar a precipitação de austenita, a composição de liga total e temperatura de têmpera deveriam ser cuidadosamente equilibrados para obter o desempenho de liga desejado.
20 A Tabela 4 mostra composições de exemplos da invenção objeto e exemplos de composições que não atendem a um ou mais requerimentos. A Tabela 5 mostra as condições de têmpera dos exemplos de liga e suas propriedades correspondentes. Estes

exemplos ilustram a possível composição e equilíbrios de temperatura de têmpera que são possíveis para obter a força, dureza, e resistência à corrosão desejada.

Exemplos

5

Tabela 4

Composições de ligas experimentais testadas até hoje em % em peso, com o Fe essencialmente em equilíbrio e impurezas e elementos incidentais. Composição grifada indica que está fora da faixa de composição preferida.

Liga	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	C	Outro
M52S-1A	11,91	7,74	9,95	0,98	0,71	0,27	0,010	
M52S-1B ¹	15,46	8,87	7,39	0	0,80	0,09	N/A	
M52S-2A ²	11,95	8,14	10,48	0	1,11	0,39	0,006	
M52S-2B ³	13	8	7	0,3	1,5	0,4	N/A	
M52S-2C	13,45	8,67	13,9	0,82	0,57	0,39	0,003	
M52S-2D	10,81	8,84	9,24	1,19	0,57	0,43	0,014	0,41V
M48S-1A	10,25	11,85	7,48	1,47	0,56	0,43	0,004	
M48S-1B	10,00	11,11	7,51	1,23	0,59	0,57	0,004	0,28W
M48S-2A ⁴	10,5	12,4	7,6	1,5	0,6	0,4	0,001	
M45S-1A	8,3	14,3	4,3	2,6	0,49	0,1	0,002	
M45S-2A	8,4	14,3	4,3	2,5	0,47	0,12	0,003	

10

1- Liga não se transforma em martensita devido ao teor de Ni excessivo

2- Liga sofre de encurtamento de calor durante forjamento devido ao teor de Ti excessivo

15 3- Liga sofre de encurtamento de calor durante forjamento devido ao teor de Ti excessivo

4- Liga teve austenita retida excessivo devido ao teor de Ni e Cr combinado em excesso e C insuficiente

Tabela 5

Força de resistência, resistência à tração, dureza de impacto CVN, e dureza para ligas experimentais.

Liga	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	YS (ksi)	UTS (ksi)	CVN (ft-Ib)	Dureza (Rc)
M48S-1A	482°C	4hrs	229	243	41	49,2
M48S-1A	482°C	4hrs	234	247	40	49,4
M48S-1A	482°C	32hrs	240	254	33	50,5
M48S-1A	482°C	32hrs	245	256	38	49,4
M48S-1A	520°C	1hrs	221	231	57	48,0
M48S-1A	520°C	1hrs	219	230	56	48,0
M48S-1A	520°C	2hrs	224	237	51	48,5
M48S-1B	450°C	20hrs	253	266	12	53,2
M48S-1B	450°C	20hrs	255	268	16	53,0
M48S-1B	482°C	6hrs	250	262	30	51,5
M48S-1B	482°C	6hrs	246	259	29	51,1
M52S-1A	432°C	48hrs	267	280	6	53,3
M52S-1A	432°C	48hrs	266	278	7	53,5
M52S-1A	450°C	32hrs	263	276	8	53,2
M52S-1A	450°C	32hrs	265	277	8	52,9
M52S-1A	450°C	48hrs	269	279	7	53,4
M52S-1A	450°C	48hrs	269	280	9	53,4
M52S-1A	468°C	32hrs	264	274	9	52,9
M52S-1A	468°C	32hrs	265	275	8	52,8
M52S-1A	510°C	4hrs	228	238	26	48,2
M52S-1A	510°C	4hrs	227	237	26	48,5

52S-2A	482°C	1hrs	253	265	19	50,8
M52S-2A	482°C	1hrs	255	266	20	50,8
M52S-2A	482°C	16hrs	271	279	11	52,7
M52S-2A	482°C	16hrs	272	281	11	52,7
M52S-2A	520°C	1hrs	253	262	21	51,5
M52S-2A	520°C	1hrs	254	263	21	51,5
M52S-2A	520°C	4hrs	253	260	18	51,2
M52S-2A	520°C	4hrs	254	262	18	51,2
M52S-2A	520°C	16hrs	253	260	16	50,3
M52S-2A	520°C	16hrs	248	256	17	50,3
M52S-2C	482°C	8hrs	256	280	14	51,7
M52S-2C	482°C	8hrs	259	280	10	52,7
M52S-2C	510°C	2hrs	241	255	19	51,7
M52S-2D	450°C	32hrs	264	274	14	52,7
M52S-2D	450°C	32hrs	268	278	9	52,4
M52S-2D	500°C	8hrs	243	251	29	50,1
M52S-2D	500°C	8hrs	244	254	25	50,2
M45S-1A	527°C	2hrs	195	214	87	44,7
M45S-1A	527°C	2hrs	197	215	77	45,2
M45S-2A	527°C	2hrs	185	196	130	42,6
M45S-2A	527°C	2hrs	185	195	136	42,5

Em qualquer evento um objetivo do assunto objeto da invenção é fornecer uma composição de elementos processados para obter a microestrutura caracterizada e desse modo obter parâmetros físicos melhorados de força, dureza e resistência à corrosão. Os meios de processamento alternativo

podem ser empregados para obter as características microestruturais desejadas para a liga reivindicada. Também certas variações e substituições de elementos podem estar disponíveis. Desse modo, a invenção deve ser limitada somente pelas

5 seguintes reivindicações e equivalentes.

REIVINDICAÇÃO

1. Liga de aço inoxidável, **CARACTERIZADO** pelo fato de que compreende, em combinação, em peso cerca de: 0,002 a 0,015 carbono (C), 2 a 15% de cobalto (Co), 7,0 a 14,0% de níquel (Ni), 8,0 a 15,0% de cromo (Cr), 0,5 a 2,5% molibdênio (Mo), 0,4 a 0,75% de titânio (Ti), menos do que cerca de 0,4% de cobre (Cu), menos do que cerca de 0,5% de tungstênio (W), menos do que cerca de 0,7% de alumínio (Al), e o ferro essencialmente em equilíbrio (Fe) e elementos e impurezas incidentais, em que a liga tem uma microestrutura predominantemente de martensita em ripa essencialmente sem fases intermetálicas topologicamente compactas (TCP) e o referido carbono (C) está em uma dispersão de partículas de carboneto de TiC predominantemente de e também incluindo uma dispersão de partículas intermetálicas primariamente de fase de Ni₃Ti como uma fase de fortalecimento.

2. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que adicionalmente inclui uma dispersão de partículas coerentes selecionadas do grupo consistindo em partícula Bcc-Cr e B2-Ni Al.

3. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que adicionalmente inclui uma dispersão de fixação de grão de partículas de carboneto MC onde M é selecionado do grupo consistindo em V, Nb e Ta.

25 4. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que é processada para uma força de resistência maior do que 180 ksi, uma dureza de CVN de pelo menos cerca de 10 pés de libra e uma resistência à cor-

rosão (PREN) de pelo menos cerca de 10, tal que CVN (ft-lbs) + 0,85*força de resistência (ksi) seja maior do que cerca de 240.

5 5. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que compreende em peso cerca de:

8 a 11% de Cr, 10 a 14% de Ni, 6 a 15% de Co, 0,2 a 0,7% de Al, 0,002 a 0,015 de C, menos do que 0,4% de Cu, 0,5 a 1,5% de Mo, até 0,5 a W, e 0,55 a 0,75% de Ti e o Fe essencialmente em equilíbrio e impurezas e elementos inci-
10 dentais.

6. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que compreende em peso cerca de:

10 a 13% de Cr, 8,5 a 11% de Ni, 4 a 10% de Co, menos do que 0,4% de Cu, 1 a 2% de Mo, até 0,5% de W, 0,45 a
15 0,65% de Ti, 0,2 a 0,6% de Al, 0,002 a 0,015 de C e o Fe essencialmente em equilíbrio e impurezas e elementos incidentais.

7. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que compreende em peso cerca de:

20 12 a 15% de Cr, 7 a 10% de Ni, 2 a 8% de Co, menos do que 0,4% de Cu, 1,5 a 2,5% de Mo, até 0,5% de W, 0,4 a 0,6% de Ti, até 0,4% de Al, 0,002 a 0,015% de C e o Fe essencialmente em equilíbrio e elementos e impurezas incidentais.

25 8. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que é processada por homogeneização de uma fase Fcc única e resfriada subsequentemente abaixo de uma temperatura de Ms de cerca de 50°C para formar uma

microestrutura essencialmente de martensite em ripa incluindo η partículas intermetálicas e partículas de TiC onde a fração de volume de austenita retida é menor do que cerca de 15%.

5 9. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que a η fase intermetálica constitui cerca de 2 a 8% em volume.

10 10. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que a fase de TiC constitui cerca de 0,02 a 0,15% em volume.

15 11. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que o tamanho e forma de partícula da fase intermetálica η são **CARACTERIZADOS** como geralmente em forma de bastão com a dimensão longa menor do que cerca de 50 nm e preferivelmente menor do que cerca de 10 nm.

20 12. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que o tamanho de partícula do TiC é **CARACTERIZADO** como geralmente na forma esférica a cúbica, localizado nos limites da granulação, e menor do que cerca de 5 μm e preferivelmente menor do que cerca de 1 μm em diâmetro.

 13. Liga, de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADA** pelo fato de que as partículas de TiC compreendem uma dispersão de fixação de grão.

25 14. Liga, de acordo com a reivindicação 3, **CARACTERIZADA** pelo fato de que as partículas de TiC compreendem uma dispersão de fixação de grão.

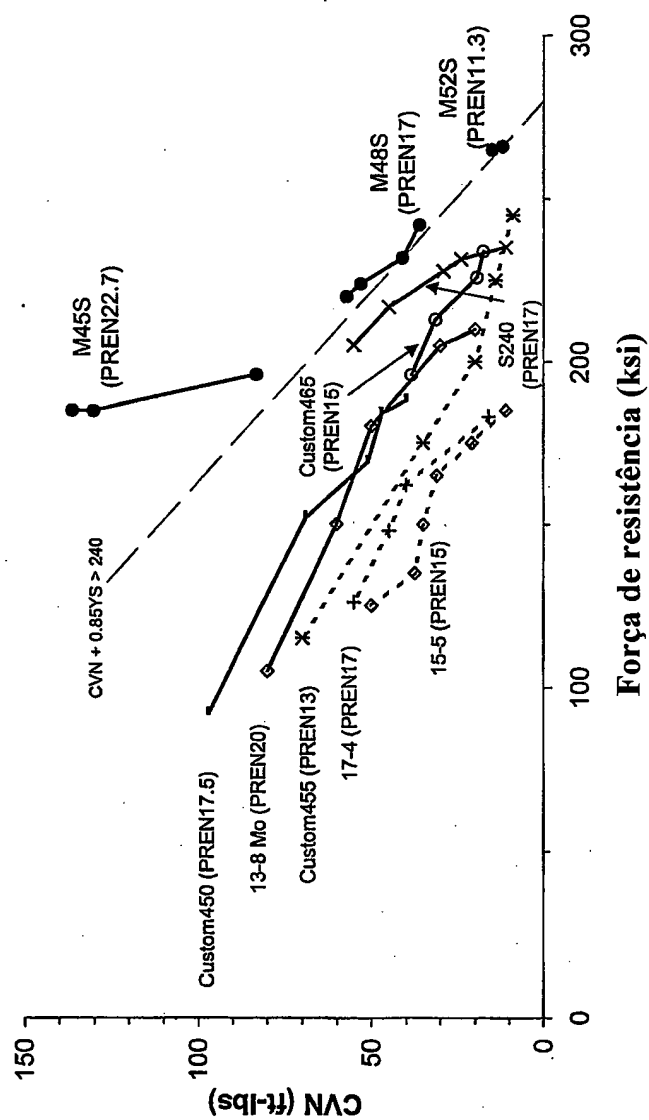


Figura 1 - Dureza do impacto vs. Força de resistência para aços inoxidáveis martensíticos fortalecidos por precipitação

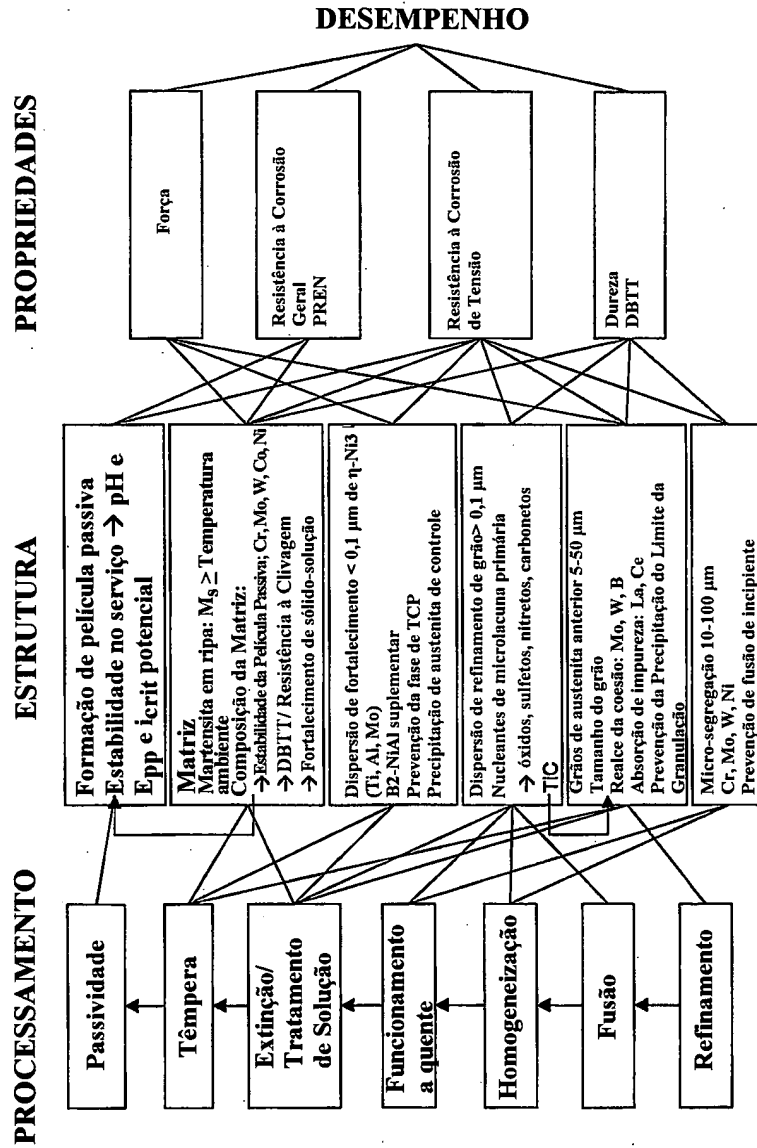


Figura 2 - Processo ilustrativo em quadro do projeto do sistema - estrutura - relação das propriedades.

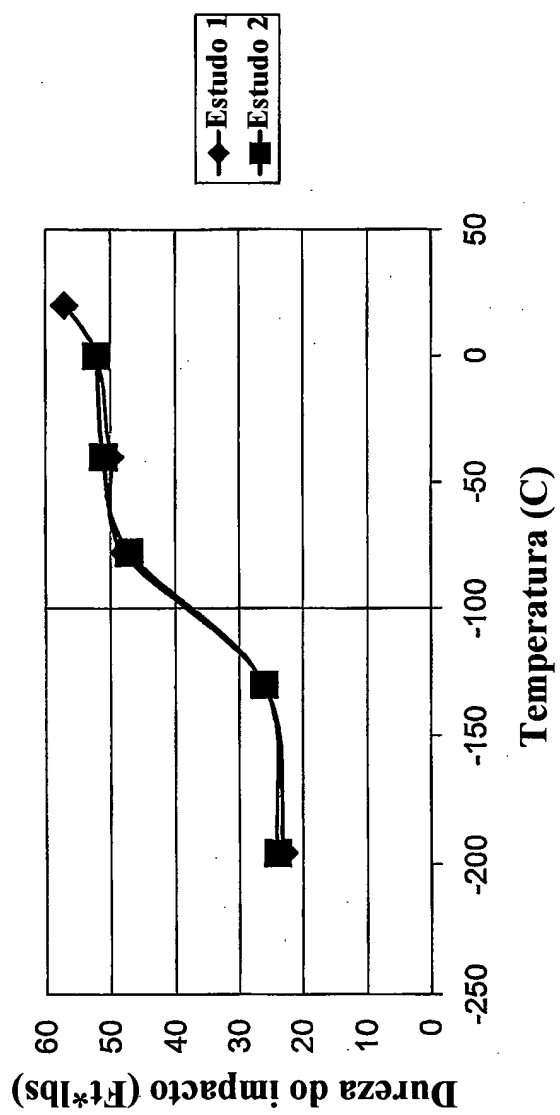


Figura 3 - Energia de Impacto de corte em V Charpy como a função da temperatura de teste para composição M48S-1A, ilustrando a dureza a temperaturas criogênicas

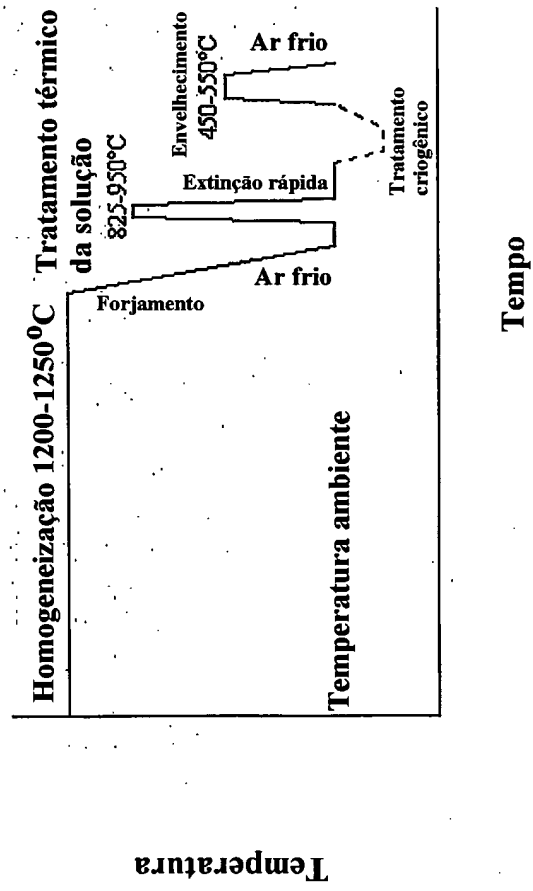


Figura 4 - Etapas do processamento de ilustração esquemática de tempo-temperatura para as ligas objeto.

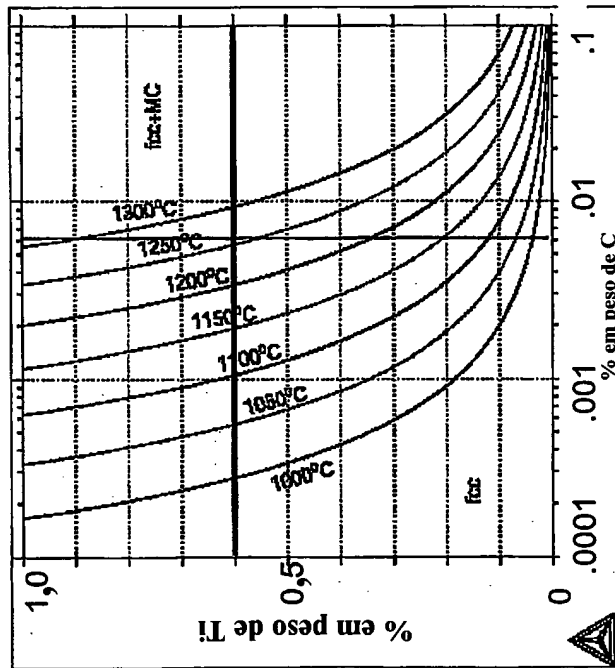


Figura 5 - Perfil de temperatura de solvus de carboneto MC como função de teores de Ti e C. Ti e C são mostrados em unidades de % em peso, e os perfis de temperatura são mostrados em unidades de °C. Calculados para a composição M48S-1A.

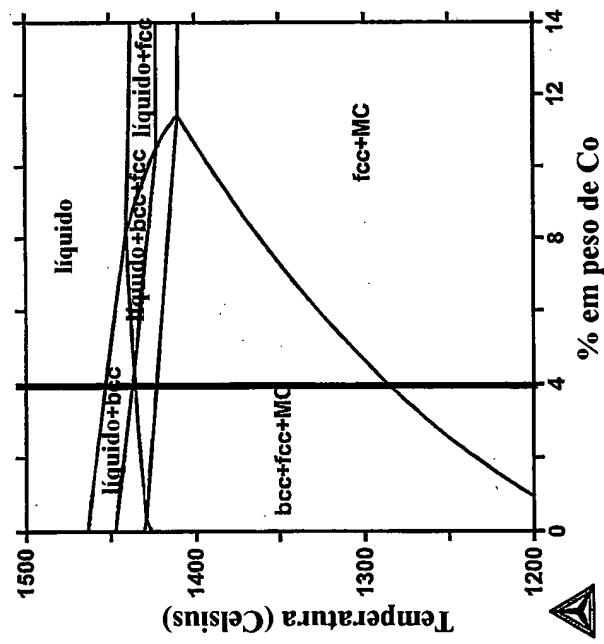


Figura 6 - Efeito de Co para prevenir delta ferrita de temperatura elevada (BCC) em temperatura de homogeneização. Calculado para composição M45S-1A

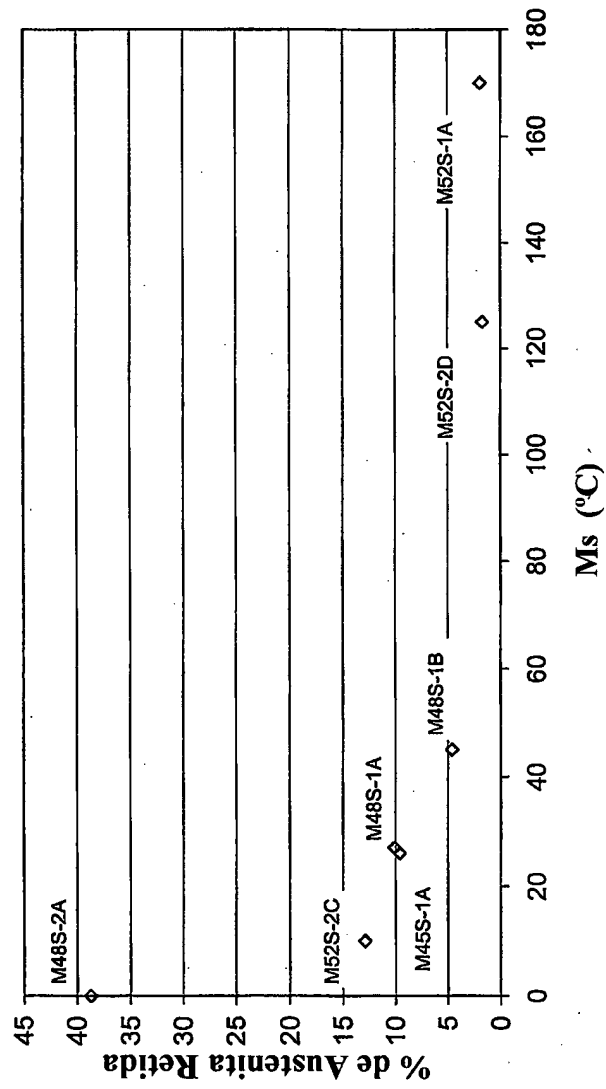


Figura 7 - Teor de austenita retido vs. temperatura inicial de martensita medida para ligas ilustrando austenita retida aumentada com Ms inferior.

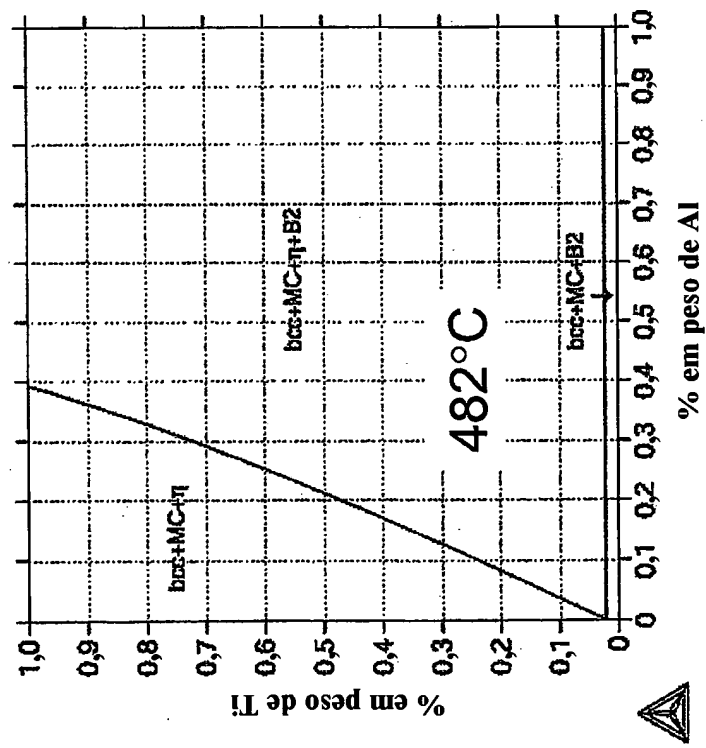


Figura 8 - Diagrama de fase quasi-binária Ti-Al ilustrando solubilidade de Al em η fase de Ni₃Ti. Calculado em 482oC para composição M52S-1A.

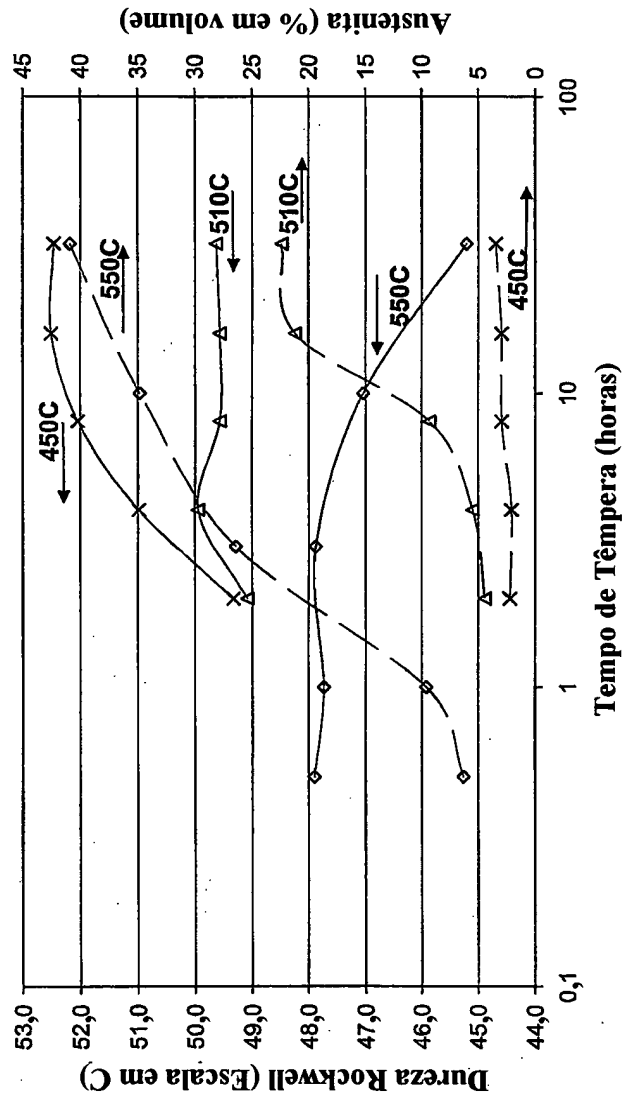


Figura 9 - Fração de austenita e dureza medida para M52S-A1, ilustrando a dureza diminuída com fração de volume de austenita aumentado.

RESUMO

"AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO FORTALECIDO POR PRECIPITAÇÃO DE η -FASE DE Ni_3Ti "

Um aço *maraging* inoxidável endurecido por precipitação que exibe uma combinação de força, dureza, e resistência à corrosão compreendem em peso cerca de: 8 a 15% de cromo (Cr), 2 a 15% de cobalto (Co), 7 a 14% de níquel (Ni), e até cerca de 0,7% de alumínio (Al), menos do que cerca de 0,4% de cobre (Cu), 0,5 a 2,5% de molibdênio (Mo), 0,4 a 0,75% de titânio (Ti), até cerca de 0,5% de tungstênio (W), e até cerca de 120 ppmw de carbono (C), o ferro essencialmente em equilíbrio (Fe) e impurezas e elementos incidentais, caracterizado pelo fato de que a liga tem uma microestrutura predominantemente de martensita em ripa essencialmente sem fases intermetálicas topologicamente compactas e fortalecido principalmente por uma dispersão de partículas de fase intermetálica principalmente da fase η - Ni_3Ti e onde os níveis de titânio e carbono (Ti) e (C) são controlados tal que C possa ser dissolvido durante uma etapa de homogeneização e subseqüentemente precipitado durante o forjamento para fornecer uma dispersão de fixação de grão.