Campus de São Carlos

BERÍLIO, ELEMENTO ENVELHECEDOR DOS
AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

ISABEL CRISTINA BUTTIGNON

ORIENTADOR: JOÃO MANUEL DOMINGOS DE A. ROLLO

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA
DE SÃO CARLOS**

✓

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

BERÍLIO, ELEMENTO ENVELHECEDOR DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Eng^a. ISABEL CRISTINA BUTTIGNON

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica.

ORIENTADOR: Prof. Dr. João Manuel
Domingos de Almeida Rollo

DEDALUS - Acervo - EESC

31100017490

São Carlos

1995

Class.	TESE
Cod.	1029
Tombo	147/95

Metallurgia

St. 0742710

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento da Informação do
Serviço de Biblioteca-EESC-USP

B988b Buttignon, Isabel Cristina
Berílio, elemento envelhecido dos aços
inoxidáveis austeníticos / Isabel Cristina
Buttignon. -- São Carlos, 1995.
8lp.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia
de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1995.

Orientador: Prof. Dr. João Manuel Domingos de
Almeida Rollo

1. Berílio. 2. Aços inoxidáveis austeníticos.
I. Título

FOLHA DE APROVAÇÃO

Dissertação defendida e aprovada em 24-8-1995
pela Comissão Julgadora:

Prof. Doutor JOÃO MANUEL DOMINGOS DE A. ROLLO - Orientador
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Profa. Doutora CECÍLIA AMÉLIA DE CARVALHO ZAVAGLIA
(Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP)

Profa. Doutora LAURALICE DE CAMPOS FRANCESCHINI CANALE
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Dr. MOUNIR KHALIL EL DEBS
Vice-Presidente da Comissão de Pós-Graduação
em exercício

Coordenador da área - Engenharia Metalúrgica
Prof. Dr. OVIDIO RICHARD CRNKOVIC

Dedico este trabalho a meus pais,
Agenor e Shirley.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo pela Orientação fornecida durante a elaboração deste trabalho.

Coordenadoria de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES, pelo auxílio financeiro à pesquisa.

Denise Martins Morales pela amizade e colaboração para realização deste trabalho.

Neuza Terezinha Mossin Celere pela busca dos documentos e auxílio na preparação das referências bibliográficas.

Aos técnicos e colegas do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC/USP.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	iv
LISTA DE TABELAS	x
RESUMO	xii
ABSTRACT	xiii
PROPOSIÇÃO	01
1 - INTRODUÇÃO	02
2 - REVISÃO DE LITERATURA	04
2.1 - Aços inoxidáveis austeníticos	04
2.2 - O elemento químico berílio	10
2.2.1 - Utilização do berílio puro e ligas de berílio	12
2.3 - Mecanismos de resistência dos aços	15
2.3.1 - Endurecimento por precipitação	15
2.3.1.1 - Mecanismos de endurecimento por precipitação	17
2.3.2 - Endurecimento por solução sólida	18
2.3.3 - Tamanho do grão	21
2.3.4 - Partículas de segunda fase	22
2.3.5 - Discordâncias	24

3	- MATERIAIS E MÉTODOS	26
3.1	- Preparação das ligas experimentais	26
3.1.1	- Fusão das ligas	26
3.1.2	- Obtenção das ligas	27
3.2	- Tratamento térmico	28
3.2.1	- Tratamento termomecânico	28
3.2.2	- Tratamento de envelhecimento	28
3.3	- Análise metalográfica	30
3.4	- Ensaios	31
3.4.1	- Ensaios de microdureza Vickers	31
3.4.2	- Ensaios de tração	31
3.4.3	- Análise eletroquímica - Curva de polarização anódica	32
3.4.4	- Ensaios dilatométricos	35
4	- RESULTADOS	36
4.1	- Análise química das ligas experimentais	36
4.2	- Tratamento térmico	38
4.3	- Análise metalográfica	47
4.4	- Ensaios de microdureza e tração	61
4.5	- Análise eletroquímica - Curva de polarização anódica	62
4.6	- Ensaios dilatométricos	67
5	- DISCUSSÕES	72
6	- CONCLUSÕES	76
7	- SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	77

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78
---	-----------

GLOSSÁRIO

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Diagrama de fases dos aços inoxidáveis segundo A. L. Shaeffler. As ligas experimentais 1, 2 e 3 estão indicadas no campo do diagrama.	05
Figura 2	Modificações do aço inoxidável austenítico do tipo AISI 18-8 para produzir propriedades especiais.	09
Figura 3	Solução sólida substitucional.	20
Figura 4	Solução sólida intersticial.	20
Figura 5	Fluxograma referente ao tratamento termomecânico e tratamento de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 experimentais.	29
Figura 6	Esquema da célula de polarização utilizada para os ensaios de polarização anódica.	33
Figura 7	Identificação dos parâmetros de interesse sobre a curva de polarização anódica.	34
Figura 8	Curva de envelhecimento à temperatura de 700°C das ligas 1, 2 e 3 brutas de fusão.	40

- Figura 9 Curva de envelhecimento à temperatura de 700°C das ligas 1 e 3 no estado solubilizado a 1100°C por 1 hora, forjado entre 950 e 1200°C com redução de 50% e solubilizado a 1100°C por 2 horas; liga 2 no estado solubilizado a 1200°C por 4 horas e forjado entre as temperaturas de 950 e 1200°C com redução de 50%. 42
- Figura 10 Curva de envelhecimento a 700°C, das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora e deformado a frio com redução de 30%. 44
- Figura 11 Curva de envelhecimento a 700°C, das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora. 46
- Figura 12 Fotomicrografia da liga 1 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C por 1 hora. Observa-se uma estrutura austenítica com alguns carbonetos na superfície. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (640X). 48
- Figura 13 Fotomicrografia da liga 2 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C por 1 hora. Observa-se uma estrutura austenítica com carbonetos na superfície. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (256X). 49
- Figura 14 Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C por 1 hora. Observa-se carbonetos em toda superfície da matriz austenítica.

Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (640X).	50
Figura 15 Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e envelhecido a 700°C por 50 min. Observa-se uma estrutura austenítica com precipitados dispersos em toda superfície. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (256X).	51
Figura 16 Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e deformado 30%. Observa-se uma estrutura austenítica com maclas de deformação e precipitados em toda extensão. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (256X).	52
Figura 17 Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C por 1 hora, deformado 30% e envelhecido. Observa-se uma estrutura austenítica com certo grau de recristalização e apresentando precipitados ricos em Cr e ou Mo mais finamente dispersos. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (256X).	53
Figura 18 Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado e testes dilatométricos à temperatura de 700°C por 1 hora. Observa-se uma estrutura austenítica com precipitados intergranular e transgranular. Ataque Beraha. Luz polarizada. (256X).	54

- Figura 19 Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C, deformado 30% e testes dilatométricos a 700°C por 1 hora. Observa-se maclas de deformação e precipitados na superfície. Ataque Beraha. Luz polarizada. (256X). 55
- Figura 20 Imagem de elétrons secundários da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e envelhecido a 700°C. Aspecto da morfologia de distribuição dos precipitados. Destaque do precipitado rico em Mo (Tabela 9), com tamanho de 2,18µm. Ataque Glyceregia. 57
- Figura 21 Imagem de elétrons secundários da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e envelhecido a 700°C. Aspecto da morfologia de distribuição dos precipitados. Destaque do precipitado rico em Mo com tamanho de 3,8 µm. Ataque Glyceregia. 58
- Figura 22 Imagem de elétrons secundários da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C, deformado 30% e envelhecido a 700°C. Aspecto da morfologia de distribuição dos precipitados. Destaque do precipitado rico em Mo com tamanho de 3,8 µm. Ataque Glyceregia. .. 59
- Figura 23 Imagem de elétrons secundários da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C, deformado 30% e envelhecido a 700°C. Aspecto da morfologia de

distribuição dos precipitados. Destaque do precipitado rico em Cr com tamanho de 3,24 μ m. Ataque Glyceregia. ..	60
Figura 24 Curva de polarização anódica e catódica da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora e envelhecido a 700°C por 50 min. Pico da curva, Figura 11.	62
Figura 25 Curva de polarização anódica e catódica da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora, deformado 30% e envelhecido a 700°C por 25 min. Pico da curva, Figura 10.	63
Figura 26 Curva de polarização anódica e catódica do aço inoxidável austenítico AISI 316L no estado solubilizado....	64
Figura 27 Curva de polarização anódica e catódica do aço carbono comum AISI 1015 cromado.	65
Figura 28 Ciclo de envelhecimento à temperatura de 700°C por 1 hora da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora.	68
Figura 29 Patamar isotérmico à temperatura de 700°C da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C. Nota-se que maiores reações de envelhecimento ocorreram entre os tempos de 10 e 50 min.	69

Figura 30	Ciclo de envelhecimento à temperatura de 700°C da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e deformado 30%.	70
Figura 31	Patamar isotérmico à temperatura de 700°C da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora e deformado 30%. Nota-se que maiores reações de envelhecimento ocorreram entre os tempos de 10 e 40 min.	71

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Aços inoxidáveis austeníticos e suas propriedades mecânicas.	07
Tabela 2	Composição da liga eutética Ni-Be.	27
Tabela 3	Composição nominal das ligas com berílio em porcentagem em peso dos elementos químicos.	36
Tabela 4	Composição química das ligas com berílio em porcentagem em peso.	37
Tabela 5	Valores de dureza (HV), em função do tempo de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 no estado bruto de fusão.	39
Tabela 6	Valores de dureza (HV), em função do tempo de envelhecimento das ligas 1 e 3 no estado solubilizado, forjado e solubilizado; liga 2 no estado solubilizado e forjado.	41
Tabela 7	Valores de dureza (HV), em função do tempo de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C e deformado 30%.	43

Tabela 8	Valores de dureza (HV), em função do tempo de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora.	45
Tabela 9	Resultados da análise semi-quantitativa por microsonda eletrônica da matriz e precipitados da liga 3.	56
Tabela 10	Resultados dos ensaios de tração e microdureza dos aços experimentais e comerciais.	61
Tabela 11	Valores dos parâmetros eletroquímicos das curvas de polarização da liga 3 nos estados solubilizado e envelhecido; solubilizado, deformado 30% e envelhecido; Aço inoxidável austenítico AISI 316L no estado solubilizado; Aço carbono comum AISI 1015 cromado.	66

RESUMO

Foi estudado o efeito do elemento químico berílio nos aços inoxidáveis austeníticos objetivando um material com boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Para isso foram fundidas a vácuo, três ligas inoxidáveis experimentais utilizando a matriz do aço inoxidável austenítico AISI do tipo 18-10.

Os resultados foram direcionados às ligas experimentais nos estados solubilizado; solubilizado e envelhecido; solubilizado deformado 30% e envelhecido.

Os testes metalográficos, de microdureza, corrosão e dilatométricos evidenciaram o berílio como um elemento de forte efeito envelhecedor, em tempos de tratamento relativamente curtos, propiciando aos aços inoxidáveis experimentais bons padrões de alongamento em parceria com boa resistência ao escoamento.

Tais parâmetros possibilitam às ligas experimentais serem utilizadas como materiais que possam ser obtidos em formas desejadas e possuindo a propriedade que não é própria dos aços inoxidáveis austeníticos, isto é, o envelhecimento.

ABSTRACT

The effect of the chemical element beryllium in austenitic stainless steel was studied as an attempt to design a material with good mechanical properties and resistant to corrosion. Three experimental stainless steel alloy were cast in vacuum using the matrix of the austenitic stainless steel type 18-10.

The results were directed with the experimental alloys in the states solubilised, solubilised and aged, and solubilised and worked to 30% and aged.

The metallographic, micro-hardness, corrosion and dilatometric tests showed the remarkable effect of the element beryllium as a powerful aging agent for relatively short treatment times giving good paters of elongation as well as good mechanical properties to the tested stainless steels.

Such parameters make it possible for the experimental alloys, to be used as materials in different shapes and having the property which is not a characteristic of this steel, that is, aging.

PROPOSIÇÃO

Propomos neste trabalho introduzir o elemento químico berílio em aços inoxidáveis austeníticos utilizando como matriz o aço AISI do tipo 18-10, e verificar o efeito envelhecedor deste elemento objetivando um material com alta resistência, boa ductilidade e grau de inoxidabilidade inerente dos aços inoxidáveis austeníticos.

1 INTRODUÇÃO

O Brasil é o segundo país mais rico em minério de berílio, tanto qualitativa como quantitativamente (CHOJNOWSKI, 1965 e SOUZA SANTOS, 1949), justificando desenvolvimentos tecnológicos a respeito da utilização deste elemento químico.

Um aço inoxidável austenítico contendo, por exemplo, 18% Cr e 12% Ni em sua composição, confere ao aço uma estrutura totalmente austenítica. Devido ao seu arranjo cristalográfico, apresenta excelentes valores de resistência ao impacto e não apresenta o fenômeno de transição dúctil-frágil (HONEYCOMBE, 1982).

Dentre os aços inoxidáveis da série 300 destaca-se o aço do tipo AISI 316L que é muito utilizado para aplicações em ambientes corrosivos, quer a altas temperaturas, quer à temperatura ambiente. É muito utilizado como materiais de implante (HONEYCOMBE, 1982).

Esta classe de aços com estrutura puramente austenítica não é tratável termicamente, mas pode endurecer significativamente por deformação a frio, porém ocasiona uma diminuição na resistência ao escoamento e corrosão do material.

Este tipo de material, apresenta-se, quando solubilizado, com uma ductilidade excessiva, fato este plenamente justificado baseado na sua estrutura (CFC). Desta forma, para seu emprego se faz necessário um encruamento, deixando-o susceptível aos vários tipos de corrosão.

A intenção de introduzir neste tipo de aço o elemento berílio é proporcionar ao material boas propriedades mecânicas coadjuvado a bons alongamentos, sem perda substancial da resistência à corrosão.

Para isso foram fundidas três ligas inoxidáveis experimentais utilizando a matriz do aço inoxidável austenítico com diferentes teores de berílio. Como controle foi usado o aço inoxidável de mesmo tipo, designado AISI 316-L (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1986).

Os resultados foram direcionados às ligas experimentais no estado: solubilizado; solubilizado e envelhecido; solubilizado, deformado 30% e envelhecido, seguidos de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, testes de microdureza, corrosão e dilatométricos.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis austeníticos foram desenvolvidos há cerca de 70 anos. Podem ser classificados em austeníticos estáveis e austeníticos metaestáveis. Os austeníticos estáveis são os que retêm estrutura austenítica mesmo após considerável deformação a frio (SILVA & MEI, 1988), possuindo a temperatura M_s bem inferior à temperatura ambiente (HONEYCOMBE, 1982). Os austeníticos metaestáveis transformam-se numa estrutura martensítica, quando sujeitos a deformação a frio (SILVA & MEI, 1988).

A composição 18% Cr - 8% Ni corresponde ao menor teor de Ni capaz de formar austenita estável à temperatura ambiente. Se o teor de cromo for maior do que 18%, é necessário mais níquel para contrabalancear o efeito alfaagênico do cromo. A presença deste último elemento melhora consideravelmente a resistência à corrosão dos aços devido à formação, na superfície, de uma película muito fina de óxido estável (HONEYCOMBE, 1982).

Em relação à matriz austenítica tradicional 18-8 foram estudados os efeitos de diversos elementos de liga como também os residuais, C, N, S, P, etc, sobre a capacidade deles em desenvolver estrutura ferrítica, austenítica e martensítica (SILVA & MEI, 1988).

Os efeitos dos elementos de liga sobre a constituição dos aços em termos da composição cromo e níquel equivalentes são mostrados no diagrama de Schaeffler, Figura 1 (PICKERING, 1978). No diagrama estão traçadas as linhas limite de composição, à temperatura ambiente da

austenita, ferrita e martensita, em função dos teores equivalentes de cromo e de níquel. O diagrama indica regiões de existência de uma das três fases presentes nas ligas à base de ferro-cromo-níquel (HONEYCOMBE, 1982).

Figura 1 - Diagrama de fases dos aços inoxidáveis segundo SCHAEFFLER, citado por PICKERING (1978). As ligas experimentais 1, 2 e 3 estão indicadas no campo do diagrama.

O cálculo para o cromo e níquel equivalentes para os aços inoxidáveis austeníticos são dados por:

$$Cr_{eq.} = (Cr) + 2(Si) + 1,5(Mo) + 5(V) + 5,5(Al) + 1,75(Nb) + 1,5(Ti) + 0,75(W)$$

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

onde () é a porcentagem em peso dos elementos de liga adicionados.

Para as ligas que contenham Nb e Ti pode haver alguns carbonetos não dissolvidos, portanto, as equações devem sofrer ajustes PICKERING (1978).

Tal diagrama é utilizado para estruturas soldadas, porém, nosso propósito foi utilizá-lo para ter uma boa indicação do campo em que as ligas experimentais se adequariam neste tipo de diagrama e oferecer uma visão geral neste tipo de estrutura, as quais puderam ser comprovadas através de análise metalográfica.

Reduzindo ao máximo o carbono e mantendo o níquel e cromo em níveis de 18 e 10% e adicionando o molibdênio, temos o aço austenítico AISI do tipo 316L, que é muito utilizado em ambientes corrosivos, porém, como já comentado, quando utilizado no estado solubilizado apresenta pobres propriedades mecânicas.

Tabela 1 - Aços inoxidáveis austeníticos e suas propriedades mecânicas
(ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS,
1981b)

TIPO DE AÇO ABNT	ESTADO	RESIST.À TRAÇÃO (MPa)	LIM. DE ESCOAM. À 0,2% (MPa)	DUREZA (HV)
201	Recozido	665,0	315,0	185
	1/4 duro	875(A)	525,0(A)	226
	1/2 duro	1050,0(A)	770,0(A)	318
	3/4 duro	1225,0(A)	945,0(A)	363
	duro	1295,0(A)	980,0(A)	402
202	Recozido	630,0	315,0	185
	1/4 duro	875,0(A)	525,0(A)	266
301	Recozido	770,0	280,0	165
	1/4 duro	875,0(A)	525,0(A)	266
	1/2 duro	1050,0(A)	770,0(A)	318
	3/4 duro	1225,0(A)	945,0(A)	363
	duro	1295,0(A)	980,0(A)	402
302	Recozido	630,0	280,0	165
	1/4 duro	875,0(A)	525,0(A)	266
302B	Recozido	665,0	280,0	165
304	Recozido	588,0	294,0	150
304L	Recozido	567,0	273,0	147
305	Recozido	595,0	266,0	150
309	Recozido	630,0	315,0	165
310	Recozido	665,0	315,0	165
314	Recozido	700,0	350,0	165
316	Rcozido	588,0	294,0	147
316L	Recozido	567,0	294,0	147
317	Recozido	630,0	280,0	165
321	Recozido	630,0	245,0	150
347	Recozido	665,0	280,0	165

(A) - Valor mínimo; Os valores apresentados sem (A) são médios.

Entre as modificações de composição nos aços inoxidáveis austeníticos destacamos alguns efeitos dos elementos de liga, que melhoram a resistência à corrosão, segundo SEDRIKS (1979):

1 - Adicionando molibdênio → aumenta a resistência à corrosão por pites e festas;

2 - Abaixando o carbono existente ou estabilizando com titânio ou nióbio mais tântalo → reduz a corrosão intergranular nos materiais a serem soldados;

3 - Adicionando cromo ou níquel → melhora a resistência à oxidação à alta temperatura;

4 - Adicionando níquel → melhora a resistência à corrosão sob tensão.

A figura 2 mostra algumas modificações de composição do aço austenítico AISI do tipo 18-8 e propriedades.

Figura 2 - Modificações de composição do aço austenítico do tipo 18-8 para produzir propriedades especiais (PADILHA & GUEDES, 1994).

2.2 O ELEMENTO QUÍMICO BERÍLIO

O "óxido de berílio" foi descoberto pelo químico francês Vauquelin, em 1797. Em 1798, devido a certa "doçura" constatada nos sais do elemento deste óxido, ficou-lhe o nome de "Glucínio", sendo Klaproth quem introduziu o nome de berílio noutros países (DIAS, 1973).

O berílio foi produzido no estado metálico pela primeira vez em 1828, simultaneamente por Wöhlen na Alemanha e por Bussy na França (SOUZA SANTOS, 1949). Sua produção em escala industrial só se verificou em 1921. A partir da segunda guerra mundial, o desenvolvimento tecnológico advindo, determinou uma grande demanda de materiais com novas propriedades (DIAS, 1973).

O minério comerciável de berílio é o BERILO, quando se encontra jaçado. Este minério usualmente contém de 1% a 14% de BeO , aproximadamente 19% de Al_2O_3 e 67% de SiO_2 . No comércio, o minério vem comumente associado a pequenas quantidades de quartzo e feldspato (DIAS, 1973).

Quando o berilo se apresenta bem cristalizado e de cor azul, passa a ser uma gema de grande valor - a água marinha. Quando é encontrado amarelo tem-se o heliodoro. O berilo róseo é a morganita e com certa tonalidade especial é a esmeralda, também uma pedra preciosa das mais apreciadas (DIAS, 1973).

De todos os minerais do berílio, o único de importância comercial é o BERILO. Há vários tipos de berilo, dependendo da natureza das impurezas e pode-se observar que a composição das impurezas é usualmente determinada pelas condições de formação do mineral (DIAS, 1973).

O berílio possui número atômico igual a 4, raio atômico aproximado a $1,11 \text{ \AA}$, densidade $1,947 \text{ g/cm}^3$ e peso atômico 9,013. É usualmente identificado devido ao seu cristal característico em prisma hexagonal (CHOJNOWSKI, 1965).

O berílio é um metal relativamente raro. Sua abundância na crosta terrestre é inferior a 6 partes por milhão (0,0006%). A distribuição geográfica se faz de maneira heterogênea, sendo poucas as regiões do globo que o apresentam em condições econômicas de obtenção. Normalmente é encontrado em rochas alcalinas pobres em sílica e nos produtos residuais de magma granítico. O berilo se encontra nos diques pegmatitos em suas jazidas típicas, geralmente associado à columbita, tantalita, cassiterita, feldspato, mica, etc. (DIAS, 1973).

No Brasil, as jazidas de berilo estão nos pegmatitos onde o berilo se encontra com o quartzo, feldspato, ou caolin acompanhado de mica e minerais acessórios ao pegmatito (DIAS, 1973; STEFANESCU, 1955).

A produção brasileira tem provindo das seguintes áreas: Minas Gerais, Rio Grande do Norte, Bahia, Paraíba, Ceará e Alagoas (DIAS, 1973).

Conforme cotação internacional do metal berílio e fonte do CIEF/MF/CACEX, o Brasil é o maior exportador mundial do minério berilo, com teor médio de 4% (HUBLER, 1993).

• Toxidez

Durante os processos de usinagem e fundição do berílio e suas ligas, algumas precauções devem ser tomadas, principalmente no que tange à

inalação das partículas em pó do berílio ou da liga que contenha este elemento químico, dispersas na atmosfera (PREUSS, 1985).

A inalação do berílio e seus compostos é prejudicial à saúde do homem. A berilose aguda causa irritação das vias respiratórias, pneumonia e pode ser fatal; a berilose crônica manifesta-se como perda de peso, perda de apetite, tosse, fraqueza e a dermatite de contato ocorre em indivíduos sujeitos ao contato com compostos de Be, principalmente o BeF_2 (STOCKINGER, 1966; DOULL et al., 1980 e COPAT, 1982).

2.2.1 Utilização do berílio puro e ligas de berílio

O metal puro berílio foi usado primeiramente na indústria aeroespacial para elementos estruturais nos satélites e sonda espacial para guia de sistemas, foguetes espaciais e discos para freios (CHOJNOWSKI, 1965).

O berílio é um metal muito leve. A adição do berílio ao cobre ou alumínio produz ligas com melhores características físicas, aumentando a resistência a tração, dureza e condutividade elétrica (DIAS, 1973).

Na forma de metal, o berílio é usado sob ponto de vista radiográfico em janelas de tubos de raio X, devido a sua extrema permeabilidade aos raios X (CHOJNOWSKI, 1965) e peças de giroscópio (DIAS, 1973). Sob o ponto de vista atômico, como fonte de neutrons, moderador na indústria nuclear, vasilhas para combustíveis de reatores nucleares (DIAS, 1973). Estas características, mais a boa resistência à corrosão pela água e sua resistência mecânica à altas temperaturas, apresentam o berílio como material básico para uso em reatores nucleares (CHOJNOWSKI, 1965).

Sob o ponto de vista mecânico, devido a sua baixa densidade, seu módulo de elasticidade extremamente elevado, sua resistência estrutural acima de 600°C, sua excepcional habilidade em absorver calor (CHOJNOWSKI, 1965), faz com que ele seja utilizado em redutores de temperatura para veículos espaciais, discos de freio de avião e também em revestimento de peças com o fim de imprimir alta resistência a abrasão entre as superfícies (DIAS, 1973).

Adicionando-se apenas 3% de berílio ao cobre, a resistência à tração da liga é aumentada, tornando sua resistência à fadiga superior a um aço para confecção de mola. As mais frequentes aplicações são: molas espirais para grande tensão em estruturas de certas máquinas; armamentos e instrumentos em geral, discos e freios de avião na estrutura de aterrissagem; cobertura de peças em instrumentos cuja tensão deve ser igual ou superior a dos aços, porém sem magnetismo (DIAS, 1973).

DUNLEVEY & LORENZ JUNIOR (1990) verificaram que alta resistência, condutividade e dureza são alcançadas em ligas de BeCu, através da combinação de trabalho a frio e tratamento térmico, no caso, a liga é submetida ao processo de envelhecimento que é o resultado de uma reação controlada de difusão, em que a resistência irá variar com o tempo e temperatura de envelhecimento.

MONTEIRO (1990) estudou o efeito do berílio em ligas de CuNiBe em intervalos de 0,1% até 3% em porcentagem em peso de berílio. As ligas foram submetidas a tratamentos térmicos e termomecânicos. Os resultados indicaram que o envelhecimento utilizado nas ligas de CuNiBe causaram um aumento na condutividade elétrica e na resistência mecânica, em decorrência das reações de envelhecimento e precipitação.

SUSUMU ISOBE & HISAO KAMIYA (1990) estudaram o efeito da adição de elementos envelhecedores como Al na faixa de 1,8 a 2,0 % em porcentagem em peso, Cu na faixa de 1,0 a 3,0 % em porcentagem em peso, B na faixa de 0,003 a 0,008 % em porcentagem em peso, Be na faixa de 0,03 a 0,05 % em porcentagem em peso nos aços inoxidáveis austeníticos de alta resistência, a fim de promover ao material um aumento do limite de resistência à tração e resistência à corrosão em seu estado de uso em equipamentos de comunicação, instrumento de medição, molas, etc. Os resultados indicaram um aço inoxidável com alto limite de resistência à tração, o qual nunca seria alcançado em um endurecimento por precipitação convencional de um aço inoxidável, ainda que após o trabalho se faça um tratamento de envelhecimento. Os autores estudaram ainda a participação dos elementos químicos Al, Cu, B e Be quando adicionados em conjunto e utilizaram o elemento berílio na faixa de 0,03 a 0,05%, indicando em primeira aproximação o berílio como um elemento que promove reações de envelhecimento nos aços inoxidáveis austeníticos.

2.3 MECANISMOS DE RESISTÊNCIA DOS AÇOS

A resistência mecânica de uma liga metálica pode ser aumentada com o auxílio de vários mecanismos de endurecimento (PADILHA & GUEDES, 1994).

Alguns mecanismos a serem considerados são:

- Endurecimento por precipitação
- Endurecimento por solução sólida
- Tamanho do grão
- Partículas de segunda fase
- Discordâncias

2.3.1 Endurecimento por precipitação

Diz-se que uma liga é endurecível por precipitação, quando a sua dureza ou mesmo a tensão de escoamento aumentam com o tempo a uma temperatura constante (a temperatura de envelhecimento), após um resfriamento rápido, a partir de uma temperatura muito mais alta (a temperatura de solubilização) (ARDELL, 1985).

WILM* apud ARDELL (1985) , nas primeiras décadas deste século, observou que as durezas de ligas de alumínio contendo pequenas quantidades de Cu, Mg, Si e Fe aumentavam com o tempo de permanência na temperatura ambiente, após terem sido temperadas a partir de uma temperatura logo abaixo de seus pontos de fusão.

* WILM, A. *Metallurgie*, 1911 apud ARDELL, A. J. Precipitation hardening. *Metallurgical Transactions A*, v.16, n.12, p.2131, 1985.

A primeira explicação para este "envelhecimento" foi apresentado por MÉRICA** apud ARDELL (1985), que postulou que o endurecimento por envelhecimento ocorrido em ligas nas quais a solubilidade se dava com a formação de uma nova fase a uma temperatura mais baixa, ocorria pela precipitação a partir de uma solução sólida inicialmente supersaturada.

A descoberta de WILM em 1911 e a explicação de MÉRICA em 1920 deram origem a uma área de pesquisa em metalurgia física completamente nova. O principal foco das pesquisas através das décadas de 20 e de 30 foi mais com o mecanismo de precipitação, ou "envelhecimento", que com o mecanismo de aumento de resistência em si dos metais estudados (ARDELL, 1985).

A primeira explicação proposta para o endurecimento por precipitação, usando o conceito de discordância, foi a de MOTT & NABARRO (1940), propondo que o endurecimento surgia da interação entre as discordâncias e as tensões internas produzidas pelo desarranjo de precipitados coerentes.

O endurecimento por precipitação, por outro lado, envolve o reforço de ligas por precipitados coerentes que são capazes de ser cisalhados por discordâncias. Isto foi a contribuição de Mott e Nabarro, embora o progresso na compreensão dos detalhes deste processo fosse relativamente lento, advindo nos anos 40 e 50.

No final dos anos 50, a ênfase mudou de pesquisas sobre mecanismos de precipitação para estudos exploratórios dos mecanismos de reforço. As primeiras tentativas de se formular teorias sobre o

** MERICA, P.D. ; WALTENBERG, R.G. ; SCOTT, H. *Trans. AIME*, 1920
apud ARDELL, A.J. *Precipitation hardening. Metallurgical
Transactions A*, v.16, n.12, p.2131, 1985.

endurecimento por precipitação foram revistas por KELLY & NICHOLSON (1963).

A compreensão deste aspecto do endurecimento por envelhecimento foi muito acelerada pela aplicação da microscopia eletrônica de transmissão no exame de microestruturas de ligas envelhecidas.

É bem conhecido que o endurecimento por envelhecimento de metais e ligas pode ter profundos efeitos na ductilidade, tenacidade à fratura, susceptibilidade à corrosão sob tensão, etc. (ARDELL, 1985).

2.3.1.1 Mecanismos de endurecimento por precipitação

Partículas de precipitados podem impedir a movimentação de discordâncias através de vários mecanismos de interação. Aqueles para os quais foram desenvolvidas teorias incluem:

- 1 - Endurecimento químico, que resulta da interface adicional matriz-precipitado criada pela discordância quando ela cisalha através de uma partícula coerente;
- 2 - Endurecimento por falha de empilhamento, que ocorre quando as energias de falha de empilhamento das fases da matriz e do precipitado diferem;
- 3 - Endurecimento modular, que ocorre quando os módulos de cisalhamento de matriz e do precipitado diferem;
- 4 - Endurecimento por coerência, que surge em virtude da interação entre os campos de deformação de um precipitado coerente desalinhado e uma discordância;

5 - Endurecimento por ordem sequencial, que opera quando a estrutura do cristal de um precipitado coerente é uma super rede e a matriz é uma solução sólida desordenada.

Não há nenhuma razão para que dois ou mais destes mecanismos não possam operar simultaneamente, e em muitos sistemas de ligas metálicas isto é mais regra que exceção. Entretanto, há muitos exemplos de ligas nas quais um dos mecanismos citados acima domina a interação.

Em grande parte das ligas endurecidas por envelhecimento, a precipitação ocorre por nucleação homogênea, seguida por crescimento e aumento de tamanho de partícula. Os estágios de nucleação e crescimento normalmente acontecem muito rapidamente, de maneira que o envelhecimento durante o estágio de crescimento, durante o qual o tamanho médio da partícula aumenta e a fração de volume dos precipitados permanece essencialmente constante.

2.3.2 Endurecimento por solução sólida

Os primeiros estudos do aumento da resistência resultante da adição de átomos de soluto em solução sólida mostraram que o endurecimento varia diretamente com a diferença do tamanho de átomos de soluto e átomos do solvente, ou com a mudança do parâmetro do reticulado resultante da adição de átomos (DIETER, 1981).

As soluções sólidas podem ser de 2 tipos:

- Solução sólida substitucional
- Solução sólida intersticial

- **Solução sólida substitucional**

Os fatores que controlam a tendência de formação de solução sólida substitucional foram avaliados principalmente através das regras de solubilidade de Hume-Rothery (DIETER, 1981).

Na solução sólida substitucional ocorre uma substituição direta de um tipo de átomo por outro, de forma que os átomos do soluto se localizam em posições normalmente ocupadas por átomos do solvente, como mostra a Figura 3 (REED-HILL, 1982).

Uma solubilidade sólida extensa de um metal em outro somente ocorre se os diâmetros dos seus átomos não diferem de mais de 15% (REED-HILL, 1982).

Um outro fator importante é a posição relativa dos elementos na série eletroquímica. Dois elementos muito separados nessa série normalmente não formam ligas, mas se combinam conforme as regras da valência química. Nesse caso o elemento mais eletropositivo cede seus elétrons de valência para o elemento mais eletronegativo, resultando em um cristal com ligação iônica (REED-HILL, 1982).

Geralmente, os solutos substitucionais causam distorções simétricas na rede do solvente, levando a moderado aumento na resistência. O efeito dos solutos substitucionais influencia a resistência por:

$\sigma \propto C^{1/2}$ onde σ é tensão de escoamento e C é concentração do elemento substitucional (PICKERING, 1978).

Figura 3 - Solução sólida substitucional.

- **Solução sólida intersticial**

Solução sólida intersticial ocorre quando o átomo do soluto (carbono) não desloca o átomo do solvente, mas ocupa um dos orifícios ou interstícios existentes entre os átomos do solvente (ferro). Exemplo Figura 4 (REED-HILL, 1982).

Figura 4 - Solução sólida intersticial

Soluções sólidas intersticiais extensas ocorrem somente se um átomo do soluto tem um diâmetro aparente menor que 0,59 do de solvente. Os quatro mais importantes são o carbono, nitrogênio, oxigênio e hidrogênio - todos têm diâmetro menor (REED-HILL, 1982).

Os solutos intersticiais causam uma distorção assimétrica na rede do solvente e portanto, produzem um efeito de reforço maior que os substitucionais. Há também forte interação com as discordâncias, como também os átomos de soluto que se segregam nas mesmas (PICKERING, 1978).

Os solutos substitucionais podem interagir com os solutos intersticiais:- a) formando compostos como TiN, TiC, que podem diminuir a resistência dos aços por solução sólida, mas podem levar a endurecimento por precipitação, como também essas partículas podem levar ao refino do grão (travando o contorno); b) formando complexos ou associações de átomos substitucionais e intersticiais sem formar fases separadas, podendo aumentar a resistência acentuadamente por distorções assimétricas e porque interagem com grande força sobre as discordâncias (PICKERING, 1978).

2.3.3 Tamanho do grão

O efeito mais conhecido de aumento de resistência dos aços é associado com o tamanho do grão. A dependência da tensão de escoamento com o tamanho de grão é dado pela relação de Hall-Petch

$\sigma_y = \sigma_i + K_y d^{-1/2}$, onde σ_y = limite de escoamento, σ_i = tensão de atrito, d = diâmetro. Esta relação é aplicada para grãos entre 0,3 μm e 400 μm em aços ferríticos, e também para resistência à tração (σ_r) dos aços

austeníticos, embora o valor de K_y para aços austeníticos seja a metade daquele para aços ferríticos, devido ao pequeno grau de travamento de discordâncias (PICKERING, 1978).

A granulação fina é benéfica para tenacidade e ductilidade. Refinando o tamanho de grão dos metais e ligas, temos um aumento na tenacidade e uma diminuição na temperatura de transição de impacto (PICKERING, 1978).

O seu crescimento é um processo ativado termicamente, no caso do aço, o tamanho do grão da austenita é dependente do tempo e temperatura, tanto maior quanto mais tempo e mais alta a temperatura (PICKERING, 1978).

2.3.4 Partículas de segunda fase

O efeito desse método de reforço dependerá das partículas se deformarem ou não durante o escoamento. Também dependerá do estado de agregação destas partículas (PICKERING, 1978).

- **Partículas deformáveis**

Partículas deformáveis ou precipitados coerentes podem ser cortados por discordâncias. Esse processo ocorre geralmente em ligas endurecidas por envelhecimento, nas quais a resistência é obtida através do endurecimento por deformação coerente e por efeito de endurecimento químico, causado pelo trabalho feito pela discordância para cortar o precipitado (PICKERING, 1978).

O aumento da resistência é devido ao trabalho executado quando a discordância corta o precipitado e é necessário criar uma nova interface matriz-precipitado, além de rearranjar as ligações dentro do precipitado (PICKERING, 1978).

As partículas deformáveis não causam uma grande multiplicação de discordâncias, por isso, não causam grande aumento na taxa de endurecimento por deformação, fato comprovado no caso de zonas ou precipitados coerentes em aços inoxidáveis. Quando uma liga mostra uma transição dúctil-frágil há evidência de que a temperatura de transição é afetada pelo precipitado, porém o efeito sobre a tenacidade ainda não é bem entendido (PICKERING, 1978).

- **Partículas não deformáveis**

O precipitado provoca deformação de um "loop" impedindo o livre movimento do precipitado e dificultando o deslizamento dos planos (PICKERING, 1978).

O efeito das partículas não deformáveis em produzir altas taxas de endurecimento por deformação, tem sido investigado, e evidências de "loop" de discordâncias ao redor de precipitados foram obtidas em muitos aços (PICKERING, 1978).

Além de produzirem altas taxas de endurecimento por deformação as partículas não deformáveis diminuem a tenacidade pelo aumento da temperatura de transição dúctil-frágil. Também diminuem a máxima ductilidade uniforme e a ductilidade total (PICKERING, 1978).

- **Partículas de segunda fase massiva ou agregados**

Efeitos de resistência podem ser produzidos em aços por partículas de segunda fase, tais como, a ferrita delta nos aços inoxidáveis, ou a perlita nos aços carbono (PICKERING, 1978).

Tais partículas são prejudiciais a muitas propriedades importantes dos aços. A perlita aumenta a taxa de endurecimento por deformação das estruturas tipo ferrita - perlita e também é prejudicial à tenacidade pelo fato de aumentar a temperatura de transição dúctil-frágil, e diminuir a energia charpy (PICKERING, 1978).

2.3.5 Discordâncias

A taxa de endurecimento por deformação depende da razão de como ρ (densidade de discordâncias) aumenta com a deformação. Portanto, é muito importante o modo como as discordâncias estão distribuídas e interagem entre si (PICKERING, 1978).

Em estruturas austeníticas, as mudanças de plano de escorregamento pelas discordâncias são inibidas por falhas de empilhamento de baixa energia, de modo que arranjos planares de discordâncias são formados, e então altas taxas de endurecimento por deformação são obtidas. Com falhas de empilhamento de alta energia, as discordâncias podem mudar de plano mais facilmente, e então formam subgrãos nos contornos dos quais há entrelaçamento das discordâncias. Portanto, a taxa de endurecimento por deformação é diminuída. Desta forma, o efeito dos elementos de liga na geração de falhas de empilhamento é importante, pois afeta a densidade das discordâncias, a taxa de

endurecimento por deformação e tensão de escoamento (PICKERING, 1978).

Pode haver uma interação das discordâncias com precipitados ou átomos do soluto, os quais travam o movimento das discordâncias, alterando também a resistência (PICKERING, 1978).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 PREPARAÇÃO DAS LIGAS EXPERIMENTAIS

3.1.1 Fusão das ligas

As fusões foram feitas em forno de fusão a vácuo, de fabricação GCA, com sistema de aquecimento do tipo "solid-state" de média frequência INDUCTOTERM (3khz), com 50kW de potência máxima. O vácuo primário de 30mmHg foi obtido por bomba mecânica stokes, modelo 146 H-11. Os cadinhos construídos com capacidade até 5Kg foram revestidos de "CEREF" (refratário MgO) socado, o qual mais tarde foi substituído por "MAGNEDAM", 1% de silicato de sódio e 2% de água, sem prejuízo das propriedades anteriores observadas, com a vantagem de ser mais barato.

As adições das cargas foram feitas obedecendo as pressões de vapor dos componentes e o vazamento em lingoteiras de ferro fundido nodular, pintado com tinta à base de zirconita para evitar a aderência do metal.

O elemento berílio foi adicionado nas ligas através do eutético níquel-berílio procedente da BRUSH WELLMAN ENGINEERING MATERIALS, Ohio, USA, sendo a composição da liga eutética, apresentada na Tabela 2:

Tabela 2 - Composição da liga eutética Ni-Be.

COMPONENTES	% EM PESO
Ni	Bal.
Be	2,3
C	0,48
Co	0,04

com traços de Fe, Si, Al, Sn, Zn, Cr e Pb.

Foram obtidos lingotes de cerca de 3kg com secção quadrada de 50 x 50mm.

3.1.2 Obtenção das ligas

As composições das ligas experimentais (3) cujas composições químicas estão expressas nominalmente em porcentagem em peso dos elementos químicos pela Tabela 3 página 36, e em porcentagem em peso das ligas pela Tabela 4 página 37. Para facilitar a descrição dos resultados, denominou-se de liga 1, como sendo a liga que possui em sua composição 0,16% em peso de berílio, liga 2, com 0,37% de berílio e liga 3, com 0,34% de berílio (Tabela 4).

3.2 TRATAMENTO TÉRMICO

3.2.1 Tratamento termomecânico

Partindo da estrutura bruta de fusão das ligas 1, 2 e 3, procedeu-se os seguintes tratamentos termomecânicos:

a) Inicialmente as ligas 1, 2 e 3, Tabela 4, permaneceram no estado bruto de fundição.

b) A liga 2 foi submetida a um tratamento de solubilização a 1200°C por 4 horas e então forjada em condições industriais, entre as temperaturas de 950 e 1200°C, com redução de cerca de 50%.

c) Posteriormente, as ligas 1 e 3 foram submetidas a um tratamento de solubilização a 1100°C por 1 hora e então forjadas em condições industriais, entre as temperaturas de 950 e 1200°C com mesma redução de 50%. Após o forjamento foram submetidas a um novo tratamento de solubilização a 1100°C por 2 horas.

d) Confeccionaram-se corpos de prova das ligas 1, 2 e 3 e então novamente solubilizados a 1150°C, que foram separados em 2 lotes, onde o 1º lote foi laminado a frio com redução de cerca de 30%.

3.2.2 Tratamento de envelhecimento

Confeccionaram-se corpos de prova com área superficial de aproximadamente 1cm² para tratamento de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 nas temperaturas de 600, 700 e 800°C após serem submetidos aos tratamentos termomecânicos, item d.

A Figura 5 representa um fluxograma de bloco referente ao tratamento termomecânico e tratamento de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3.

Após ensaios preliminares a temperatura de 700°C, foi escolhida para o trabalho pois, notoriamente é a que apresenta acentuadas reações de envelhecimento em parceria com o tempo de processo.

Figura 5 - Fluxograma referente ao tratamento termomecânico e tratamento de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 experimentais.

3.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Dentre os métodos metalográficos, os utilizados neste trabalho foram a microscopia óptica e a microscopia eletrônica de varredura.

Após a obtenção dos aços inoxidáveis ao berílio, efetuou-se o procedimento metalográfico convencional com polimento preliminar das amostras com óxido de cromo e, posteriormente, alumina 0,05 μm .

A composição química dos reagentes para o ataque, objetivando revelação das microestruturas dos aços inoxidáveis austeníticos experimentais foram os seguintes:

I - Glyceregia

ácido nítrico - 10 ml

ácido acético - 10 ml

ácido clorídrico - 15 ml

glicerina - 4 gotas

II - Beraha

metabissulfito de potássio - 1g

ácido clorídrico - 20 ml

cloreto de ferro - 3g

água destilada - 100 ml

Para o reagente I, o ataque foi feito por fricção do reagente aproximadamente 4 min (VANDER VOORT, 1984), após preparação de lixamento e polimento.

No caso do reagente II, o ataque foi feito por fricção do reagente por aproximadamente 10 seg (BERAHA, 1977).

As amostras foram observadas no microscópio óptico LEIKA, modelo LEITZ-DMRX com fotômetro automático WILD MPS28 e sistemas de polarização e filtros de luz.

Para as amostras observadas por microsonda foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura computadorizado modelo ZEISS DSM 960 e um microanalisador de raios-X LINK ANALYTICAL QX 2000, o qual possibilitou uma análise semiquantitativa da matriz e precipitados para a liga 3.

3.4 ENSAIOS

3.4.1 Ensaios de microdureza Vickers

Realizaram-se ensaios de microdureza Vickers para todas as ligas termicamente tratadas, utilizou-se um aparelho "Vickers Limite Gray Fort Kent", com carga aplicada de 2,5kg. Foram tomadas as médias de 5 medidas.

3.4.2 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram conduzidos conforme a norma ABNT-MB 4.1977 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 1977); utilizou-se uma máquina de ensaios mecânicos INSTRON modelo TTDM-C.

Foram utilizados dois corpos de prova para cada liga.

3.4.3 Análise eletroquímica - Curva de polarização anódica

As curvas de polarização anódica foram traçadas utilizando além das ligas experimentais, o aço AISI 316-L e o aço AISI 1015 cromado, ambos como elementos comparadores.

Amostras de formato circular foram confeccionadas com cerca de 1cm^2 de área das ligas termicamente tratadas. As amostras foram polidas até a lixa 600 e posteriormente em óxido de cromo e alumina $0,2\text{ }\mu\text{m}$. Após completamente polidas, as amostras foram cuidadosamente limpas com acetona e a seguir com água destilada. A peça cromada foi polida na alumina $0,2\text{ }\mu\text{m}$, posteriormente limpa com acetona e a seguir com água destilada.

Todas as amostras foram ensaiadas em situação de polarização anódica em um potenciostato marca TACUSSEL.

O eletrólito utilizado para o levantamento das curvas de polarização anódica foi uma solução de $0,1\text{N}$ de H_2SO_4 + $0,5\text{N}$ de NaCl ($\text{PH} = 0,9$), sendo que parte desta foi utilizada para limpeza da célula de polarização, a qual foi mantida à temperatura ambiente.

Utilizando um eletrodo de calomelano saturado como eletrodo de referência e um de platina como eletrodo auxiliar, procurou-se manter para todas as amostras ensaiadas uma distância constante entre o corpo de prova (eletrodo de trabalho) e o eletrodo de calomelano ($\sim 2\text{mm}$). A Figura 6 mostra um esquema da célula de polarização.

As curvas foram traçadas ponto a ponto, impondo-se uma velocidade de varredura de 50mv cada 5 min , conforme normas ASTM G5-78 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1982b) e G3-74

(AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1982a), a partir de um potencial pré-estabelecido de -700 mV.

Os pontos de interesse das curvas de polarização, anódica e catódica, esquema da Figura 7, foram obtidos para análise.

Figura 6 - Esquema da célula de polarização utilizada para os ensaios de polarização anódica

Figura 7 - Identificação dos parâmetros de interesse sobre a curva de polarização anódica.

- 1- E_{corr} - potencial de corrosão;
- 2- I_{corr} - densidade de corrente de corrosão;
- 3- I_{pp} - densidade de corrente de passivação primária;
- 4- I_{cp} - densidade de corrente crítica de passivação;
- 5- E_{cp} - potencial crítico de passivação;
- 6- E_p - potencial por pite.

3.4.4 Ensaio dilatométrico

Procurou-se através do método de estudo das transformações de fases em materiais sujeitos a variadas taxas de aquecimento e resfriamento (dilatograma), os pontos de transformação das ligas estudadas, onde as variações de comprimento Δl de uma amostra de dimensões padronizadas ($\theta = 0,2\text{mm} \times L = 12\text{mm}$) são registrados em um diagrama $dL/L_0 = f(\theta)$, sendo θ a temperatura em $^{\circ}\text{C}$ (MITTEMEIJER et al., 1986).

Para tal ensaio foi utilizado um dilatômetro de resfriamento rápido, modelo DT-1000 proveniente da "Adamel-Lhomargy".

4 RESULTADOS

4.1 Análise química das ligas experimentais

As ligas após fusão a vácuo cuja composição nominal é dada pela tabela 3, foram analisadas por via úmida e apresentaram a seguinte composição em porcentagem em peso, conforme ilustra a tabela 4.

Tabela 3 - Composição nominal das ligas com berílio em porcentagem em peso dos elementos químicos

ELEMENTOS QUÍMICOS	LIGA 1 (%)	LIGA 2 (%)	LIGA 3 (%)
C	0,10 (max)	0,10 (max)	0,15 (max)
Si	1,00 (max)	1,50 (max)	1,00 (max)
Mn	1,50 (max)	1,50 (max)	1,50 (max)
P	0,02(max)	0,02 (max)	0,02 (max)
S	0,01(max)	0,01 (max)	0,01 (max)
Cr	18,00	16,00	17,00
Ni	12,00	16,00	17,00
Mo	3,50	2,50	3,50
Be	0,25	0,40	0,30
Fe	Bal.	Bal.	Bal.

Tabela 4 - Composição química das ligas com berílio em porcentagem em peso.

ELEMENTOS QUÍMICOS	LIGA 1 (%)	LIGA 2 (%)	LIGA 3 (%)
C	0,065	0,067	0,115
Si	0,80	0,92	0,73
Mn	1,50	1,70	1,41
P	0,024	0,020	0,025
S	0,010	0,010	0,005
Cr	17,90	15,92	16,96
Ni	12,70	16,50	17,60
Mo	3,60	2,55	3,57
Be	0,16	0,37	0,34
Fe	Bal.	Bal.	Bal.

A composição química das ligas, com exceção do "berílio" e "molibdênio", estão classificadas segundo a norma ABNT/NBR 5601 dos aços inoxidáveis (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 1981a), classificação por composição química do tipo AISI 317, do tipo AISI 384, e sendo a terceira puramente experimental, onde a porcentagem do carbono é superior à faixa permitida à classe dos aços inoxidáveis austeníticos.

4.2 TRATAMENTO TÉRMICO

Os resultados que retratam o endurecimento por precipitação das ligas 1, 2 e 3, foram analisados por meio de curvas de dureza X tempo de envelhecimento, dilatométrica e acompanhamento do processo através de medidas comparativas com o material controle.

Os resultados das ligas 1, 2 e 3 no estado bruto de fusão e envelhecida a 700°C estão representados pela Tabela 5 e Figura 8.

A Tabela 6 e Figura 9 mostram os resultados da liga 2 no estado solubilizado a 1200°C por 4 horas, forjado em condições industriais entre as temperaturas de 950 e 1200°C com redução de cerca de 50% e envelhecida a 700°C.

Para as ligas 1 e 3 no estado solubilizado a 1100°C por 1 hora e então forjadas em condições industriais, entre as temperaturas de 950 e 1200°C com redução de 50% e solubilizadas a temperatura de 1100°C por 2 horas e depois envelhecidas à temperatura de 700°C, foram obtidos os resultados que estão representados pela Tabela 6 e Figura 9.

Os resultados das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C, laminadas a frio com redução de 30% e envelhecidas à temperatura de 700°C, estão representados pela Tabela 7 e Figura 10.

Os resultados das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C e envelhecida a 700°C estão representados pela Tabela 8 e Figura 11.

Tabela 5 - Valores de dureza (HV), em função do tempo de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 brutas de fusão.

TEMPO (min.)	LIGA 1	LIGA 2	LIGA 3
00	175	160	162
15	189	168	189
30	175	176	219
45	182	203	201
60	186	202	205
75	193	193	197
90	178	197	189
105	210	210	210
120	210	210	197

Figura 8 - Curva de envelhecimento à temperatura de 700°C das ligas 1, 2 e 3 brutas de fusão.

Tabela 6 - Valores de dureza (HV), em função do tempo de envelhecimento das ligas 1 e 3 no estado solubilizado, forjado e solubilizado; liga 2 no estado solubilizado e forjado.

TEMPO (min.)	LIGA 1	LIGA 2	LIGA 3
00	156	126	161
15	168	274	219
30	167	272	223
45	173	309	244
60	175	311	221
75	171	280	271
90	169	305	241
105	169	315	241
120	168	317	249

Figura 9 - Curva de envelhecimento à temperatura de 700°C das ligas 1 e 3 no estado solubilizado a 1100°C por 1 hora, forjado entre 950 e 1200°C com redução de 50% e solubilizado a 1100°C por 2 horas; liga 2 no estado solubilizado a 1200°C por 4 horas e forjado entre as temperaturas de 950 e 1200°C com redução de 50%.

Tabela 7 - Valores de dureza (HV), em função do tempo de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C e deformado 30%.

TEMPO (min.)	LIGA 1	LIGA 2	LIGA 3
00	305	263	287
07	336	413	386
15	341	405	405
23	322	379	413
30	312	389	413
38	327	383	383
45	308	383	397
53	314	383	413
60	332	365	386
68	332	322	390
75	332	311	368
90	322	311	379
105	304	287	383

Figura10 - Curva de envelhecimento a 700°C, das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora e deformado 30%.

Tabela 8 - Valores de dureza (HV), em função do tempo de envelhecimento das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora.

TEMPO (min.)	LIGA 1	LIGA 2	LIGA 3
00	149	134	143
07	172	160	192
15	171	182	210
23	160	185	198
30	168	177	218
38	166	193	237
45	167	220	233
53	170	192	250
60	163	209	230
68	168	237	240
75	167	206	251
90	164	235	223
105	166	221	250

Figura 11 - Curva de envelhecimento a 700°C, das ligas 1, 2 e 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora.

Os resultados experimentais indicam que a liga 3 (Tabela 4) submetida aos tratamentos térmicos de solubilização a 1150°C por 1 hora, deformada a frio com redução de 30% e envelhecidas a 700°C, possui significativas reações de envelhecimento, porém existe uma evidência clara que o elemento berílio promove intensas reações de envelhecimento já com 15 minutos de tratamento, em todos os aços analisados.

4.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA

As Figuras 12, 13 e 14, representam as fotomicrografias das ligas no estado bruto de fusão e solubilizado a temperatura de 1150°C por 1 hora.

As figuras 15 a 19 representam as fotomicrografias da liga 3 nos estados solubilizado a 1150°C por 1 hora e envelhecido a 700°C por 50 min.; solubilizado e deformado 30%; solubilizado a 1150°C por 1 hora, deformado com redução de 30% e envelhecido a 700°C por 25min; solubilizado e submetidos a testes dilatométricos a 700°C por 1 hora; solubilizado, deformado 30% e testes dilatométricos a 700°C por 1 hora.

Figura 12 - Fotomicrografia da liga 1 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C por 1 hora. Observa-se uma estrutura austenítica com alguns carbonetos na superfície. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (640X).

Figura 13 - Fotomicrografia da liga 2 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C por 1 hora. Observa-se uma estrutura austenítica com carbonetos na superfície. Ataque Glyceregia. Luz polarizada (256X).

Figura 14 - Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C por 1 hora. Observa-se carbonetos em toda superfície da matriz austenítica. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (640X).

Figura 15 - Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C, envelhecido a 700°C por 50 min. Observa-se uma estrutura austenítica com precipitados dispersos em toda a superfície. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (256 X).

Figura 16 - Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e deformado 30%. Observa-se uma estrutura austenítica com maclas de deformação e precipitados em toda extensão. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (256 X).

Figura 17 - Fotomicrografia da liga no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e deformado 30% e envelhecido. Observa-se uma estrutura austenítica com certo grau de recristalização e apresentando precipitados ricos em Cr e ou Mo (Tabela 9, página 56) mais finamente dispersos. Ataque Glyceregia. Luz polarizada. (256 X).

Figura 18 - Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado e testes dilatométricos à temperatura de 700°C por 1 hora. Observa-se uma estrutura austenítica com precipitados intragranular e transgranular. Ataque Beraha. Com luz polarizada (256 X).

Figura 19 - Fotomicrografia da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C , deformado 30% e testes dilatométricos a 700°C por 1 hora. Observa-se maclas de deformação e precipitados na superfície. Ataque Beraha. Luz polarizada.(256 X).

Com a finalidade de determinar a composição química aproximada dos precipitados que ocorreram nas ligas estudadas foram realizadas análises por microsonda eletrônica da matriz e precipitados da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C, envelhecido à temperatura de 700°C, e da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C, deformado 30% e envelhecido a temperatura de 700°C.

A Tabela 9 apresenta os resultados obtidos nas análises, apresentando precipitados ricos em Cr e Mo. As Figuras 20 e 21 apresentam as micrografias da liga 3 no estado solubilizado e envelhecido; as Figuras 22 e 23 apresentam as imagens de eletrons secundários da liga 3 no estado solubilizado, deformado com redução de 30% e envelhecido.

Tabela 9 - Resultados da análise semi-quantitativa por microsonda eletrônica da matriz e precipitados da liga 3.

LIGA 3	REGIÃO	Ni _k (%)	Cr _k (%)	Mo _k (%)	Fe _k (%)
solubilizado e envelhecido	Matriz	17,7	17,9	6,1	55,7
	Matriz	17,9	17,9	5,1	56,7
	Precipitado 1	6,3	28,6	39,8	22,9
	Precipitado 2	8,3	18,4	43,0	27,9
solubilizado/ deformado 30% e envelhecido	Matriz	16,9	17,1	3,2	60,5
	Precipitado 1	8,6	15,7	50,9	22,0
	Precipitado 2	7,3	39,7	21,2	28,6

Figura 20 - Imagem de elétrons secundários da liga 3 no estado solubilizado a temperatura de 1150°C e envelhecido a 700°C. Aspecto da morfologia de distribuição dos precipitados. Destaque do precipitado rico em Mo (Tabela 9) com tamanho de 2,18 μm. Ataque Glyceregia.

Figura 21 - Imagem de elétrons secundários da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e envelhecido a 700°C. Aspecto da morfologia de distribuição dos precipitados. Destaque do precipitado rico em Mo (Tabela 9) com tamanho de 3,8μm. Ataque Glyceregia.

Figura 22 - Imagem de elétrons secundários da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C, deformado 30% e envelhecido a 700°C. Aspecto da morfologia de distribuição dos precipitados. Destaque do precipitado rico em Mo (Tabela 9) com tamanho de 3,8μm. Ataque Glyceregia.

Figura 23 - Imagem de elétrons secundários da liga 3 no estado solubilizado a temperatura de 1150°C, deformado 30% e envelhecido a 700°C. Aspecto da morfologia de distribuição dos precipitados. Destaque do precipitado rico em Cr (Tabela 9) com tamanho de 3,24μm. Ataque Glyceregia.

4.4 ENSAIOS DE MICRODUREZA E TRAÇÃO

Na Tabela 10 estão representados os resultados dos ensaios de tração e microdureza dos aços inoxidáveis experimentais no estado solubilizado e envelhecido e no estado solubilizado, deformado 30% e envelhecido, e também os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação usados como material comparativo (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 1981a; WROUGHT stainless steels, 1985).

Tabela 10 - Resultados dos ensaios de tração e microdureza dos aços experimentais e comerciais (WROUGHT stainless steels, 1985).

AÇO	LIGA EXP. 3 S / E	LIGA EXP.3 S / D / E	PH 13- 8 Mo	17- 7 PH
σ_r MPa	760	1182	1520	1030
σ_e MPa	435	1065	1410	1275
A% Total	31	15,7	6	6
$\epsilon\%$	45,8	31,9	-	-
Micro- dureza (HV)	250	354	446	402

4.5 ANÁLISE ELETROQUÍMICA - Curva de polarização anódica

As curvas de polarização anódica da liga 3 no estado solubilizado à temperatura de 1150°C e envelhecido à temperatura de 700°C , e no estado solubilizado a 1150°C , deformado 30% e envelhecido a 700°C estão representadas pelas Figuras 24 e 25 respectivamente; as curvas do aço inoxidável AISI 316L e do aço carbono comum AISI 1015 cromado estão representadas pelas Figuras 26 e 27, respectivamente.

Figura 24 - Curva de polarização anódica e catódica da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora e envelhecido a 700°C por 50 min. Pico da curva, Figura 11.

Figura 25 - Curva de polarização anódica e catódica da liga 3 no estado solubilizado a $1150^{\circ}C$ por 1 hora, deformado 30% e envelhecido a $700^{\circ}C$ por 25 min. Pico da curva, Figura 10.

Figura 26 - Curva de polarização anódica e catódica do aço inoxidável austenítico AISI 316L no estado solubilizado.

Figura 27 - Curva de polarização anódica e catódica do aço carbono comum AISI 1015 cromado.

A tabela 11 exibe os valores dos diversos parâmetros eletroquímicos que foram obtidos a partir das curvas de polarização.

Tabela 11 - Valores dos parâmetros eletroquímicos das curvas de polarização da liga 3 nos estados solubilizado e envelhecido; solubilizado, deformado 30% e envelhecido; Aço inoxidável austenítico AISI 316L no estado solubilizado; Aço carbono comum AISI 1015 cromado.

LIGA	LIGA 3 S / E	LIGA 3 S / D / E	AISI 316L Solub.	AISI 1015 Cromado
E_{corr} (mV)	-0,31	-0,30	-0,30	-0,30
E_{cp} (mV)	-0,10	-0,20	-0,20	-0,29
E_p (mV)	0,09	0,45	0,40	-0,09
$E_p - E_{corr}$ (mV)	0,40	0,75	0,70	0,39
i_{corr} (A/cm ²)	$8,9 \times 10^{-5}$	$8,0 \times 10^{-5}$	$5,5 \times 10^{-5}$	$3,0 \times 10^{-7}$
i_{cp} (A/cm ²)	$1,9 \times 10^{-4}$	$2,7 \times 10^{-4}$	$3,0 \times 10^{-4}$	$6,5 \times 10^{-7}$
i_{pp} (A/cm ²)	$1,5 \times 10^{-4}$	$1,0 \times 10^{-5}$	$2,8 \times 10^{-5}$	$4,0 \times 10^{-7}$

4.6 ENSAIOS DILATOMÉTRICOS

Através da curva $dL/L_0 \times t$ podemos observar os patamares de envelhecimento das ligas experimentais.

As curvas dos ensaios dilatométricos da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora e envelhecido a 700°C estão representadas pelas Figuras 28 e 29. Para a liga 3 no estado solubilizado a 1150°C, deformado 30% e envelhecido a 700°C estão representadas pelas Figuras 30 e 31.

Conforme as curvas ($dL/L_0 \times t$), as Figuras 29 e 31, traduzem graficamente reações de envelhecimento previamente obtidas. Para a liga solubilizada e envelhecida, maiores reações de envelhecimento foram indicados nos tempos de 10 à 50 min. Para a liga solubilizada, deformada 30% e envelhecida, maiores reações de envelhecimento são indicadas nos tempos de 10 à 40 min.

Figura 28 - Ciclo de envelhecimento a temperatura de 700°C por 1 hora da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C.

Figura 29 - Patamar isotérmico a temperatura de 700°C da liga 3 no estado solubilizado a temperatura de 1150°C . Nota-se que maiores reações de envelhecimento ocorrem entre os tempos de 10 e 50 min.

Figura 30 - Ciclo de envelhecimento à temperatura de 700°C da liga 3 no estado solubilizado a temperatura de 1150°C e deformado 30%.

Figura 31 - Patamar isotérmico a temperatura de 700°C da liga 3 no estado solubilizado a 1150°C por 1 hora e deformado 30%. Nota-se que maiores reações de envelhecimento ocorrem entre os tempos de 10 e 40 min.

5 DISCUSSÕES

Devido ao seu elevado grau de toxidez (SOUZA SANTOS, 1949), o elemento berílio deverá ser manipulado dentro os limites de segurança, porém quando em solução com outros metais apresenta grau de toxidez menor e este irá depender de como este material será acabado; em ambientes aerados temos grande segurança, que deverá ser levada em conta com qualquer liga ferrosa ou não ferrosa. Paralelamente, pontos de interesse como diminuir ponto de fusão de ligas metálicas, aumentar a adesividade com material cerâmico, promover reações de envelhecimento (DIAS, 1973), colocam este elemento entre os de interesse do campo metalúrgico (CHOJNOWSKI, 1965; DIAS, 1973).

A literatura revela que os precursores da introdução de berílio em aços inoxidáveis austeníticos foram SUSUMU ISOBE e HISAO KAMIYA em 1990, gerando com isto a patente de número 4,902,472.

No desenvolvimento, a preocupação dos autores foi estudar a ação conjunta dos elementos Al, Cu, Be nas proporções de 1,8 a 2,0 %Al, 1,0 a 3,0 %Cu, 0,003 a 0,008 %B e 0,03 a 0,05 %Be. Em nossos experimentos adotamos a faixa de 0,16 a 0,37 %Be ou seja 10 vezes maior e não introduzimos outros tipos de elementos de liga. Os autores provavelmente estariam preocupados em deixar o elemento berílio todo em solução sólida. O nosso propósito foi adicionar o berílio para promover através das reações de envelhecimento, a resistência relativa às matrizes das ligas experimentais. Quanto a resistência que atribuímos como sendo primária, ou seja, devido a precipitados grosseiros, isto era esperado que ocorresse nas ligas experimentais em razão de termos precipitados ricos, como por

exemplo, em Cr e Mo, que por certo após envelhecimento irão contribuir no aumento de dureza destas ligas que ocorre quando os módulos de cisalhamento da matriz e do precipitado diferem (SUSUMU ISOBE & HISAO KAMIYA, 1990).

As metalografias das ligas experimentais são de uma estrutura típica dos aços inoxidáveis austeníticos, (Figuras 11 a 19), indicando em primeira aproximação que este elemento não afeta significativamente a estrutura do material, porém "traduz" propriedades altamente atrativas em relação a σ_e e σ_r , conforme Tabela 10 página 61 (WROUGHT stainless steels, 1985).

Segundo exame feito na liga 3, a qual indicou acentuadas reações de envelhecimento, os precipitados encontrados são ricos em elementos que compõem o material: Cr, Ni, Fe, Mo, destacando o fato que esses precipitados são mais ricos do elemento Mo e Cr (Tabela 9, página 56).

Analisando os tamanhos dos precipitados (Figuras 20 a 23), observa-se que tais tamanhos não são exequíveis para apresentar reações de envelhecimento nos padrões encontrados em nossos experimentos. BARREIRO (1971), analisando ligas de alumínio com 4% de cobre envelhecidas, encontrou as seguintes fases $Gp1$ com espessura inferior a $0,01 \mu m$ e diâmetro inferior a $0,10 \mu m$; $Gp2 (\theta')$ com espessura inferior a $0,05 \mu m$ e diâmetro inferior a $0,50 \mu m$; θ' , com dimensões na ordem de $0,50 \times 0,50 \times 1,5 \mu m$, θ as dimensões variam de $0,01$ a $1 mm$.

Sendo o Be um elemento que pode ocupar posições substitucionais e intersticiais, pelos resultados apresentados no trabalho de envelhecimento, isso traduz que as maiores reações de envelhecimento conforme mostrado na Figura 10 página 44, podem ocorrer onde o Be está em posição intersticial o que causa efeitos de distorções assimétricas na matriz do

material (PICKERING, 1978), colaborando dessa forma com expressivo aumento nos valores de tensão de escoamento e bons alongamentos.

O material quando no estado encruado oferece maior difusibilidade dos seus elementos, principalmente os de menores raios atômicos como é o caso do Be, e grande responsável pelas reações de envelhecimento (Tabela 7, página 43).

Um outro fato que pode colaborar com esse envelhecimento é que o Be compõe o precipitado, levando a crer que este aumenta o parâmetro de rede do precipitado com relação a matriz.

Na liga experimental inoxidável, somente solubilizada e envelhecida, os resultados dos testes mecânicos indicaram bom desempenho dos aços inoxidáveis ao Be envelhecidos, Tabela 10 página 61. Dessa forma tais zonas ou precipitados formados que provavelmente contém Be, apresentam por certo interface coerente ou mesmo semi-coerente com a matriz, onde alongamentos expressivos são adicionados a boa resistência ao escoamento (HONEYCOMBE, 1982).

Na liga experimental solubilizada, reduzida 30% e envelhecida, notamos um aumento na resistência mecânica devido ao encruamento. Apresenta um limite de escoamento e resistência maior; maior dureza e menor alongamento, mas sem perdas significativas em comparação com o aço comercial de sua classe, conforme ilustra a Tabela 10.

Através do acompanhamento do tempo e temperatura de envelhecimento por dilatométrica foi estimado o tempo de envelhecimento. Conforme as curvas ($dL/L_0 \times t$), as Figuras 29 e 31 traduzem reações de envelhecimento previamente obtidas. Para a liga solubilizada e envelhecida, as reações de envelhecimento mais pronunciadas foram constatadas nos tempos 10 e 50 minutos. Para a liga solubilizada, deformada 30% e

envelhecida, maiores reações de envelhecimento são indicadas nos tempos de 10 e 40 minutos.

A preocupação com adição de berílio em aços inoxidáveis foi a de oferecer com estas adições, o mesmo grau de inoxidabilidade inerentes aos aços sua classe. As curvas de polarização anódica procuram demonstrar esse fato.

Na Figura 26 que ilustra as curvas de polarização do aço AISI 316L, observamos que a taxa de dissolução do aço AISI 316L (sem berílio) é menor do que a da liga 3 no estado solubilizado e envelhecido, que contém berílio na faixa de 0,37% em porcentagem em peso. Porém indicando em primeira aproximação, que de certa forma o aço ao berílio possui boa estabilidade com relação a corrosão.

Esse fato também é plenamente comprovado quando observamos o comportamento de corrosão de aço AISI 1015 cromado, Figura 27. Neste caso, o poder de dissolução do filme é ainda bem maior, plenamente coerente com todos os aços revestidos.

Na Figura 25, que apresenta a curva de polarização da liga 3 no estado solubilizado, deformado 30% e envelhecido, observamos que embora o potencial de quebra (E_p) seja relativamente maior do que os analisados anteriormente, a taxa de dissolução é alta em comparação com o aço AISI 316L.

Através dos resultados dos testes realizados neste trabalho e pela literatura consultada constatou-se que o berílio é um elemento que possui um efeito envelhecedor pronunciado e poderá ser utilizado como elemento de liga nos aços inoxidáveis para o fim perseguido.

6 CONCLUSÕES

1 - O elemento químico berílio quando adicionado em aços inoxidáveis austeníticos exerce uma influência marcante no limite de escoamento e limite de ruptura das ligas.

2 - O berílio mostrou-se como forte elemento envelhecador nos aços inoxidáveis austeníticos.

3 - Pequenas quantidades de trabalho a frio impostas, favoreceram as reações de envelhecimento aos aços inoxidáveis austeníticos.

4 - O efeito envelhecador do berílio quando introduzido na faixa de 0,16 a 0,37 em porcentagem em peso em aços inoxidáveis do tipo AISI 18-10 não trouxe prejuízos à propriedade de corrosão.

5 - A dilatometria mostrou-se como um método eficiente na verificação de reações de envelhecimento.

6 - Análises por microsonda revelaram presença de precipitados ricos em Mo e Cr, porém, tais precipitados têm elementos próprios dos aços inoxidáveis, e não justificam por si só, os altos padrões de dureza obtidos através das reações de envelhecimento.

7 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1 - Fusão de corridas experimentais, variando as porcentagens de berílio, na faixa de 0,0 a 0,3% em peso.

2 - Verificar a biocompatibilidade dos aços inoxidáveis austeníticos que contém berílio a nível de tecido ósseo e conjuntivo.

3 - Testar outros elementos como o Nb, que podem ser adicionados com o elemento berílio, que possam promover reações de envelhecimento ainda mais atrativas.

4 - Métodos de conformação, como trefilação, podem ser utilizados nos aços inoxidáveis com berílio, que favorecendo o encruamento podem ser posteriormente envelhecido obtendo desta forma um produto trefilado e com as propriedades desejadas próprias dos materiais envelhecidos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1986). *F138-86 - Standard specification for stainless steel bar and wire for surgical implants (special quality)*. Philadelphia. p.41-43.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1982a). G3-74- Standard practice for conventions applicable to electrochemical measurements in corrosion testing. In: *1982 annual book of ASTM standards: metals-mechanical, fracture, and corrosion testing; fatigue: erosion and wear; effect of temperature*. Philadelphia. v.10, p.884-892.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1982b). G5-78- Standard recommended practice for standard reference method for making potentiostatic and potentiodynamic anodic polarization measurements. In: *1982 annual book of ASTM standards: metals-mechanical, fracture, and corrosion testing; fatigue: erosion and wear; effect of temperature*. Philadelphia. v.10, p.906-916.
- APRAIZ BARREIRO, J. (1971). *Tratamientos térmicos de los aceros*. 7.ed. Madrid, Dossat. 739p.
- ARDELL, A.J. (1985). Precipitation hardening. *Metallurgical Transactions A*, v.16, n.12, p.2131-2165.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (1977). *MB 4- Determinação das propriedades mecânicas à tração de materiais metálicos*. Rio de Janeiro. 14p.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. (1981a). *NBR 55601 - Aços inoxidáveis classificação por composição química*. Rio de Janeiro. 7p.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. (1981b). *NBR 6666 - Propriedades mecânicas de produtos planos de aço inoxidável*. Rio de Janeiro. 3p.

- BERAHA, E. (1977). *Color metallalogy*. Metals Park, Ohio.
- CHOJNOWSKI, E. A. (1965). Berílio. *Metalurgia-ABM*, v.88 , n.21, p.207-216.
- COPAT, A. (1982). *Obtenção do óxido de berílio nuclearmente puro a partir do minério berilo*. São Paulo. Dissertação (mestrado) - IPEN.
- DIAS, J. (1973). *Perfil analítico do berílio*. Rio de Janeiro, DNPM. 20p. (Brasil.Departamento Nacional da Produção Mineral, Bol. 5).
- DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois. 653p.
- DOULL, J. ; KLAASSEN, C. D. ; AMDUR, M.O. (1980). *Casarett and Doull's toxicology*. 2.ed. New York, MacMillan.
- DUNLEVEY, F. ; LORENZ JUNIOR, C. (1990). How to heat treat beryllium copper parts. *Heat Treatment*, v.22, n.6, p.30-32.
- HONEYCOMBE, R. W .K. (1982). *Aços: microestrutura e propriedades*. Lisboa, Fundação Caloute Gulbenkian. 348p.
- HUBLER, C. H. (1993). Obtenção de berílio por intermédio do fluorberilato. *Metallurgia & Materiais-ABM*, v.49, n.419, p.524-529.
- KELLY, A. ; NICHOLSON, R. B. (1963). Precipitation hardening. In: CHALMERS, B., ed. *Progress in materials science*. New York, MacMillan. p.151-391.
- MITTEMEIJER, E. J., et al. (1986). Analysis of transformation kinetics by nomisothermal dilatometry. *Metallurgical Transactions A*, v.17, n.8, p.1441-1445.
- MONTEIRO, W. A. (1990). Processamento termomecânico de ligas Cu-Ni-Be. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 9, Águas de São Pedro, 1990. *Anais*. São Paulo, CNEN/IPEN, v.2, p.546-549.

- MOTT, N. F. ; NABARRO, F. R. N. (1940). An attempt to estimate the degree of precipitation hardening, with a simple model. *Proceedings of the Physical Society*, v.52, p.86-89, 1940.
- PADILHA, A.F. ; GUEDES, L.C. (1994). *Aços inoxidáveis austeníticos*. São Paulo, Hemus. 170p.
- PICKERING, F. B. (1978). *Physical metallurgy and the design of steels*. London, Applied Science. 275p.
- PREUSS, O.P. (1985). Historical perspectives on the users and health risks of beryllium. *Fusion Technol.*, v.8, p.1137-1142.
- REED-HILL, R. E. (1982). *Princípios de metalurgia física*. 2.ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois. 776p.
- SEDRIKS, A.J. (1979). *Corrosion of stainless steels*. New York, Willey. 282p.
- SILVA, A. L. C. ; MEI, P .R. (1988). *Aços e ligas especiais*. 2.ed. Sumaré, Eletrometal. 528p.
- SOUZA SANTOS, T. D. (1949). Um apanhado sobre o estado atual da metalurgia do berílio. *Boletim da Associação Brasileira de Metais* v.5, n.15, p.155-179.
- STEFANESCU, G. (1955). Geologia do berílio no Brasil. *Ministério da Aeronáutica, CTA/IPD*, v.1, n.8. p.irreg.
- STOCKINGER, H. E. (1966). *Beryllium its industrial hygiene aspects*. New York, Academic Press.
- SUSUMU ISOBE, N.; HISAO KAMIYA, K. (1990). *High strength stainless steel*. Patent n.4, 902, 472. Feb.20. 9p.
- VANDER VOORT, G. F. (1984). *Metallography principles and practice*. New York, MacGraw-Hill.

WROUGHT stainlees steels. (1985). In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals handbook*. 9.ed. Metals Park, Ohio v.3, p.3-40.

GLOSSÁRIO*

ALCALÍS - Qualquer hidróxido, ou óxido dos metais alcalinos (lítio, sódio, potássio, rubídio e célio).

CAOLIM - Silicatos de alumínio e de metais alcalinos aos quais frequentemente se associam ao magnésio e ferro.

CASSITERITA - Mineral tetragonal, óxido de estanho; minério de estanho.

CLIVAGEM - Propriedades que tem certos cristais de se fragmentar segundo determinados planos, que são faces possíveis do cristal.

DIQUES - Reservatório.

FELDSPATO - Designação comum aos silicatos de alumínio e de um ou mais metais alcalinos ou alcalinos ferrosos, mais comumente potássio, sódio e cálcio, de cor clara, componentes das rochas eruptivas.

GEMA - Nome coletivo para todas as pedras ornamentais. Não há uma linha divisória real entre as pedras mais valiosas ou menos valiosas e é, portanto, um sinônimo para pedras preciosas e semi-preciosas].

HELIODORO - Berilo verde - amarelo claro.

* SCHUMAN, W. *Gemas do mundo*. 3.ed. Rio de Janeiro, Livro Técnico, 1985.

JAÇADO - Jaça, substância heterogênea em pedra preciosa, mancha, falha.

MAGMA GRANÍTICO - Rocha magmática granular de profundidade caracterizada essencialmente por quartzo e um feldspato alcalino.

MICA - Designação comum aos minerais do grupo das micas, silicatos de alumínio e de metais alcalinos aos quais frequentemente se associam ao magnésio e ferro.

MORGANITA - Berilo de cor rósea delicada a violeta, também conhecido como berilo róseo.

PEGMATITO - Rocha de composição idêntica à do granito.

QUARTZO - Mineral trigonal, óxido de silício que se apresenta em numerosas variedades e também determinado "cristal de rocha", quando é duro e transparente.

TANTALITA - Mineral ortorrômbico, de cor castanho e incolor.