Campus de São Carlos

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA
DE SÃO CARLOS**

**CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE FLUÊNCIA DE CORDÕES DE SOLDA INOXIDÁVEIS
TIPOS 316L E 347 DEPOSITADOS PELO PROCESSO DE
SOLDAGEM A ARCO SUBMERSO**

DEDALUS - Acervo - EESC

31100035934

ALBERTO CURY NASSOUR

Tese apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da
Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para
obtenção do Título de Doutor em Engenharia Metalúrgica.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes

São Carlos
1995

Class.	Tese - 88SC
Cutt.	3824
Tombo	113/95

Metallurgia

0742396

CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES TÉCNICAS
DE FLUÊNCIA DE CORPOES DE SOIDA INOXIDAVES
TIPOS 316 E 321 DEPOSITADOS PELO PROCESSO DE
SOLDAGEM A ARCO SUBMERGIDO

ALBERTO CURY MARZOUR

Trabalho apresentado à Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para
obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica

ORIENTADOR: Prof. Dr. Samuel Barb. Naves

São Carlos
1995

Nassour, Alberto Cury

Caracterização das propriedades mecânicas de fluência de cordões de solda inoxidáveis tipos 316L e 347 depositados pelo processo de soldagem a arco submerso/ Alberto Cury Nassour. São Carlos, 1995, 206p.

Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 1995.

Orientador: Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes

1.Fluência, 2.Cordão de solda inoxidável,
3.Arco submerso.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Tese defendida e aprovada em 28-6-1995
pela Comissão Julgadora:

Prof. Doutor SAMUEL IRATI NOVAES GOMES- Orientador
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de S.Paulo)

Prof. Livre-Docente ROSEANA DA EXALTAÇÃO TREVISAN
(Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP)

Prof. Adjunto IEVI DE OLIVEIRA BUENO
(Universidade Federal de São Carlos - UFSCar)

Prof. Doutor DIRCEU SPINELLI
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de S.Paulo)

Prof. Doutor LUIZ MARINO
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de S.Paulo)

h/ Presidente da Comissão de Pós-Graduação
Prof. Dr. EDUARDO CLETO PIRES

Coordenador da área - Engenharia Metalúrgica

8/ Prof.Dr. OVIDIO RICHARD CRNKOVIC

*Ao meu pai,
pelos exemplos de honestidade e perseverança.*

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes pela orientação na elaboração deste trabalho;

Ao Prof. Dr. Luiz Marino e ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli pelo constante apoio;

Ao Prof. Dr. Levi de Oliveira Bueno pela utilização do Laboratório de Fluência do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos;

À Aços CITRAL VILLARES S/A; Aços Especiais Itabira - ACESITA e a Engenharia e Materiais S/A - ENGEMASA;

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo - FAPESP, Proc. n. 93/0571-2;

Ao Sr. Luis Alberto Penazzi, da Oficina Mecânica da EESC/USP, pela colaboração prestada na preparação da chapa base;

Ao Instituto de Física de São Carlos da USP, pela realização dos exames de microanálise;

Ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, pela realização dos exames de microscopia eletrônica de varredura;

À Neuza T. Celere pelo auxílio na elaboração do acervo bibliográfico;

Aos colegas do Departamento de Materiais da EESC/USP.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	xvii
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xx
LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS.....	xxii
RESUMO.....	xxiii
ABSTRACT.....	xxiv
1 - INTRODUÇÃO.....	1
2 - OBJETIVOS.....	12
3 - ASPECTOS GERAIS SOBRE METAIS DE SOLDA AUSTENÍTICOS...	13
3.1 - Diagrama de Schaeffler e de DeLong.....	13
3.2 - Modos de Solidificação em Metais de Solda Inoxidáveis.....	16
3.3 - Processos de Precipitação e Transformação de Fases.	18
3.4 - Propriedades Mecânicas.....	28
3.4.1 - Propriedades Mecânicas de Tração.....	28
3.4.1.1 - Condição como-soldado.....	29
3.4.1.2 - Efeito do Envelhecimento Térmico.....	37
3.4.2 - Propriedades Mecânicas de Fluência.....	45
3.4.2.1 - Efeito do Teor de Ferrita Delta.....	46
3.4.2.2 - Efeito do Carbono.....	59
3.4.2.3 - Efeito de Elementos Adicionais.....	63
4 - PROCESSO DE SOLDAGEM A ARCO SUBMERSO.....	67
5 - FLUÊNCIA.....	70
5.1 - Estágios de Fluência.....	70
5.2 - Mecanismos de Deformação por Fluência.....	73
5.2.1 - Fluência por Difusão.....	73
5.2.2 - Deslizamento de Discordâncias.....	74
5.2.3 - Escalagem de Discordâncias.....	75
5.2.4 - Deslizamento de Contornos de Grãos.....	76

5.3 - Efeito da Tensão e Temperatura.....	76
5.3.1 - Efeito da Tensão.....	77
5.3.2 - Efeito da Temperatura.....	80
5.4 - Mapas de Deformação.....	83
5.5 - Modos de Fratura em Fluência.....	85
5.5.1 - Fratura Transcristalina ou Transgranular.....	85
5.5.2 - Fratura Intercristalina ou Intergranular.....	85
5.5.2.1 - Formação de Trinças em Ponto Triplo (Tipo-w)...	86
5.5.2.2 - Formação de Cavidades (Tipo-r).....	86
6 - MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	89
6.1 - Confeção dos Cordões de Solda.....	89
6.2 - Análise Química.....	91
6.3 - Cálculo da Área de Diluição.....	92
6.4 - Ensaios de Tração.....	92
6.4.1 - Ensaios de Tração na Temperatura Ambiente.....	92
6.4.2 - Ensaios de Tração em Temperaturas Elevadas.....	94
6.5 - Ensaios de Fluência.....	95
6.6 - Metalografia.....	99
6.6.1 - Macrografia.....	99
6.6.2 - Micrografia.....	99
6.7 - Determinação do Teor de Ferrita Delta.....	100
6.8 - Microanálise Quantitativa por Microscopia Eletrônica de Varredura (Espectrometria por Dispersão de Energia de Raios X - EDS).....	100
6.9 - Análise de Imagem da Região de Fratura.....	101
6.10 - Análise da Superfície de Fratura por Microscopia Eletrônica de Varredura.....	101
7 - RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	103
7.1 - Caracterização da Chapa Base e dos Cordões de Solda.....	103
7.2 - Resultados dos Ensaios de Tração.....	110
7.3 - Resultados dos Ensaios de Fluência.....	116
7.4 - Resultados da Análise Microestrutural.....	148
7.4.1 - Análise Metalográfica.....	148
7.4.2 - Microanálise Quantitativa por Microscopia Eletrônica de Varredura - (EDS).....	153
7.4.3 - Análise de Imagem.....	167
7.5 - Aspectos Típicos da Superfície de Fratura - (MEV).....	188
8 - CONCLUSÕES.....	193
9 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	195
10 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	196

LISTA DE FIGURAS

pág.

FIGURA 1 - Diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973), com suplemento de FOLKHARD (1988).....	2
FIGURA 2 - Diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Ni, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973).....	3
FIGURA 3 - Diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Ni-Cr, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973).....	4
FIGURA 4 - Isotermas do diagrama ternário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr-Ni, para (a) 1400°C e (b) 1100°C, de acordo com BREWER & CHANG (1973).....	5
FIGURA 5 - Secções transversais do diagrama ternário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr-Ni, para (a) 70% e (b) 60% de ferro, de acordo com FOLKHARD (1988).....	6
FIGURA 6 - Família de aços inoxidáveis austeníticos, conforme AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS (1980).....	9
FIGURA 7 - Diagrama de Schaeffler para avaliação da concentração de ferrita delta em metais de solda, de acordo com SCHAEFFLER (1949).....	14
FIGURA 8 - Diagrama de DeLong apresentando o número de ferrita delta (FN), conforme a Welding Research Council (WRC), de acordo com DeLONG (1974).....	15
FIGURA 9 - Representação esquemática dos modos de solidificação de metais de solda austeníticos, conforme SUUTALA et al. (1979a). (L: Líquido, □: Austenita, ■: Ferrita delta.....	17
FIGURA 10 - Influência do elemento níquel na solubilidade do carbono na austenita e precipitação do carbetto $M_{23}C_6$ em uma liga de ferro com 18% de cromo, conforme FOLKHARD (1988).....	19
FIGURA 11 - Efeito do teor de carbono na precipitação do carbetto $M_{23}C_6$ em um aço inoxidável AISI-304, com 18%Cr e 9%Ni, conforme NOVAK(1977).....	20
FIGURA 12 - Cinética de crescimento da fase sigma a 600 e 700°C, em metal de solda inoxidável austenítico do tipo 316L, conforme GILL et al. (1989).....	23

FIGURA 13 - Quantidade de carbeto $M_{23}C_6$ em metal de solda 316L após envelhecimento a 500, 600 e 700°C, conforme GILL et al. (1989).....	24
FIGURA 14 - Diagrama Tempo-Temperatura-Precipitação para o metal de solda com 19%Cr-12%Ni-3%Mo, conforme HORTON et al. (1988)...	27
FIGURA 15 - Diagrama Tempo-Temperatura-Precipitação para o metal de solda com 17%Cr-8%Ni-2%Mo, conforme FARRAR et al. (1985)...	27
FIGURA 16 - Diagrama Tempo-Temperatura-Precipitação para o aço inoxidável solubilizado a 1100°C por 0,5 horas, conforme LAI (1983).....	28
FIGURA 17 - Curvas representativas para valores médios para o limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) para metais de solda e aços inoxidáveis austeníticos AISI-304 e AISI-316, conforme WOOD (1981).....	31
FIGURA 18 - Curvas representativas para valores médios para o limite de resistência à tração (σ_t), para metais de solda e para o aço inoxidável austenítico AISI-316, conforme WOOD (1981).....	31
FIGURA 19 - Curvas representativas para valores médios para a deformação total em tração de metais de solda e para os aços inoxidáveis AISI-304 e AISI-316, conforme WOOD (1981).....	32
FIGURA 20 - Esquema mostrando a localização da retirada de corpos de prova para ensaios mecânicos de tração de metais de solda tipo B (centro) e tipo E (raiz da solda), conforme PIATTI & VEDANI (1990).....	34
FIGURA 21 - Incremento nos parâmetros de limite de resistência à tração (σ_t) e limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) para o metal de solda 19%Cr-12%Ni-3%Mo, a partir da condição como-soldado, conforme GIL et al. (1989).....	38
FIGURA 22 - Incremento no parâmetro de limite de resistência à tração (σ_t) em função da quantidade de fase sigma formada a 600 e 700°C, conforme GILL et al. (1989).....	39
FIGURA 23 - Incremento no parâmetro de deformação a partir da condição como-soldado em função do tempo de envelhecimento para 500, 600 e 700°C, conforme GILL et al. (1989).....	40
FIGURA 24a - Efeito do envelhecimento térmico no limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) e limite de resistência à tração a 600°C, conforme THOMAS & YAPP (1978).....	41
FIGURA 24b - Efeito do envelhecimento térmico na redução de área a 600°C, conforme THOMAS & YAPP (1978).....	42

- FIGURA 25 - Efeito do envelhecimento térmico nas propriedades mecânicas de tração dos depósitos de solda com as composições (a)B, (b)D e (c)F, para 100 horas de exposição, conforme THOMAS & POOLE (1955). (■: Limite de resistência à tração, σ_t ; ● Limite convencional de escoamento, $\sigma_{0,2}$; □: Redução de área, e ○: Deformação total).....44
- FIGURA 26 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para metais de solda do tipo 308 a 649°C com diferentes teores de ferrita delta, conforme BERGGREN et al. (1978)....47
- FIGURA 27 - Variação da (a) deformação e (b) redução de área, em função do teor nominal de ferrita delta para os metais de solda do tipo 308 a 649°C, conforme BERGGREN et al. (1978).....48
- FIGURA 28 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para os metais de solda tipo E308 com diferentes teores de ferrita delta, ensaiados em fluência nas temperaturas de 538, 593 e 649°C, conforme HAUSER & VANECHO (1982).....49
- FIGURA 29 - Variação da taxa mínima de deformação por fluência no estágio secundário em função da tensão aplicada, conforme HAUSER & VANECHO (1982).....50
- FIGURA 30 - Relação entre (a) deformação e tempo de ruptura e (b) redução de área e tempo de ruptura, para metais de solda do tipo E308 ensaiados em fluência a 539°C, conforme HAUSER & VANECHO (1982).....50
- FIGURA 31 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para metais de solda do tipo 316L a 600°C com diferentes teores de ferrita delta, conforme THOMAS et al. (1984).....51
- FIGURA 32 - Relação entre a deformação e o tempo de ruptura para metais de solda do tipo 316L a 600°C, conforme THOMAS et al. (1984).....53
- FIGURA 33 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para metais de solda do tipo 316 a 600°C com diferentes teores de ferrita delta, conforme THOMAS (1978).....55
- FIGURA 34 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para os metais de solda do tipo 316 a 650°C com diferentes teores de ferrita delta, de acordo com a ASTM-STP226, conforme THOMAS (1978).....55
- FIGURA 35 - Relação entre a deformação e tempo de ruptura para metais de solda do tipo 316 a 600°C com diferentes teores de ferrita delta, conforme THOMAS (1979).....56

- FIGURA 36 - Variação da fração transformada de ferrita delta em função do tempo de ruptura, para o metal de solda tipo 316 ensaiado em fluência nas temperaturas de 550, 600 e 650°C, conforme MATHEW et al. (1993).....58
- FIGURA 37 - Variação da taxa mínima de fluência em função da tensão aplicada, para o metal base e metal de solda do tipo 316, ensaiados em fluência a 550, 600 e 650°C, conforme MATHEW et al. (1993).....59
- FIGURA 38 - Variação da tensão aplicada em função do tempo de ruptura com o acréscimo do teor de carbono em metais de solda austeníticos, conforme POLGÁRY (1985). (T: Temperatura absoluta, K; e t: tempo de ruptura, h).....60
- FIGURA 39 - Variação da deformação em função do tempo de ruptura para o metal de solda do tipo 308 a 649°C e 125MPa para diferentes teores de carbono, conforme EDMONDS et al. (1979).....61
- FIGURA 40 - Variação da taxa mínima de deformação por fluência em função da tensão aplicada para metais de solda do tipo 316L a 600°C, com diferentes teores de carbono, conforme THOMAS et al. (1984).....62
- FIGURA 41 - Variação da deformação em função do tempo de ruptura para o metal de solda do tipo 308 a 649°C e 125MPa, para diferentes teores de silício, conforme EDMONDS et al. (1979).....63
- FIGURA 42 - Influência de elementos adicionais na resistência mecânica à fluência de metais de solda austeníticos, conforme POLGÁRY (1985). (T: Temperatura absoluta, K; e t: tempo de ruptura, h).....64
- FIGURA 43 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para o metal de solda do tipo 316 a 649°C, com adições de titânio, boro e fósforo, conforme KLUEH & EDMONDS (1986)..65
- FIGURA 44 - Vista parcial esquemática de um sistema utilizado no processo de soldagem a arco submerso, de acordo com a AMERICAN SOCIETY FOR METAL COMMITTEE ON SUBMERGED ARC WELDING (1983).....68
- FIGURA 45 - Representação esquemática de uma curva de fluência, deformação em função do tempo de ruptura, conforme GAROFALO (1966).....70
- FIGURA 46 - Variação da taxa de deformação no estágio secundário de fluência em função da tensão aplicada para um metal puro policristalino. (θ° s para temperaturas onde o coeficiente de difusão para metais puros, $D=10^{-12}\text{cm}^2/\text{s}$, para valores de T em $0,6T_M$), conforme LAGNEBORG (1972).....77

- FIGURA 47 - Relação entre energia de ativação aparente para fluência em alta temperatura para metais puros, conforme GAROFALO (1966).....82
- FIGURA 48 - Mapa de deformação para o níquel puro, mostrando os prováveis mecanismos de deformação por fluência com a variação da tensão normalizada em função da temperatura homóloga, (G : módulo de cisalhamento, T_M : temperatura de fusão), conforme ASHBY (1972).....84
- FIGURA 49 - Representação esquemática da formação de cavidades segundo o modo de fratura transgranular fluência, conforme MILLER & LANGDON (1979).....87
- FIGURA 50 - Representação esquemática da formação de trincas tipo-w originadas pelo escorregamento de contornos de grãos, segundo o modo de fratura intergranular de fluência, conforme GAROFALO (1966).....87
- FIGURA 51 - Representação esquemática da formação de cavidades tipo-r originadas pelo escorregamento de contornos de grãos, segundo o modo de fratura intergranular de fluência, conforme MILLER & LANGDON (1979).....88
- FIGURA 52 - Esquema de um corte transversal da chapa base mostrando a geometria do chanfro utilizado. Dimensões em mm.....90
- FIGURA 53 - Esquema da secção transversal do cordão de solda, mostrando a área total, a localização da retirada do corpo de prova para os ensaios mecânicos de tração e a penetração do cordão.....93
- FIGURA 54 - Esquema do corpo de prova para os ensaios mecânicos de tração na temperatura ambiente. Dimensões em mm.....93
- FIGURA 55 - Esquema do corpo de prova para ensaios de tração a quente. Dimensões em mm.....94
- FIGURA 56 - Vista parcial do Laboratório de Fluência do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos.....97
- FIGURA 57 - Detalhe da máquina de fluência mostrando a alavanca e o perfil de carga constante.....97
- FIGURA 58 - Conjunto de extensometria para medida de deformação mostrando o transdutor LVDT-HP e conjunto de garras para o corpo de prova.....98
- FIGURA 59 - Esquema do corpo de prova para ensaios de fluência. Dimensões em mm.....98
- FIGURA 60 - Microestrutura típica da chapa base de aço inoxidável austenítico AISI-316L na condição como-recebida. Longitudinal. Luz Polarizada. Glicerégia.....104

- FIGURA 61 - Aspectos macrográficos típicos dos cordões de solda (a) Tipo A e (b) Tipo B. Reagente: Solução composta por 50ml de água destilada, 40ml de ácido nítrico e 10ml de ácido fluorídrico, aquecida a 60°C por 2min sem agitação.....105
- FIGURA 62 - Secção transversal do cordão de solda do Tipo A na condição como-soldado, mostrando a área central do depósito. Luz Polarizada. Água Régia.....108
- FIGURA 63 - Secção transversal do cordão de solda do Tipo B na condição como-soldado, mostrando a área central do depósito. Luz Polarizada. Água Régia.....109
- FIGURA 64 - Variação do limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) e do limite de resistência à tração (σ_t) em função da temperatura de ensaio para os cordões de solda A e B.....111
- FIGURA 65 - Variação da deformação total no alongamento até ruptura (ϵ) e redução de área na fratura (R_A) em função da temperatura para os cordões de solda A e B ensaiados em tração.....113
- FIGURA 66 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo A a 600°C, (a) 180 e 200MPa e (b) 250 e 300MPa.....118
- FIGURA 67 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo A a 650°C, (a) 150 e 175MPa e (b) 200 e 250MPa.....119
- FIGURA 68 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo A a 700°C, (a) 100 e 125MPa e (b) 150 e 200MPa.....120
- FIGURA 69 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo B a 600°C, (a) 250, 300 e 350MPa e (b) 400MPa.....121
- FIGURA 70 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo B a 650°C, (a) 200 e 250MPa e (b) 275 e 300MPa.....122
- FIGURA 71 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo B a 700°C, (a) 175 e 200MPa e (b) 250MPa.....123

FIGURA 72 - Variação da deformação total no alongamento até ruptura por fluência em função da temperatura de ensaio, para os cordões de solda produzidos.....	124
FIGURA 73 - Variação da redução de área na fratura por fluência em função da temperatura de ensaio, para os cordões de solda produzidos.....	125
FIGURA 74 - Variação da taxa mínima de deformação no estágio secundário em função da tensão aplicada para os cordões de solda do Tipo A e Tipo B.....	128
FIGURA 75 - Variação da taxa mínima de deformação no estágio secundário em função da tensão aplicada, para os cordões de solda Tipo A e Tipo B e dados fornecidos por THOMAS et al. (1984).....	132
FIGURA 76 - Variação da tensão aplicada em função do tempo de ruptura para os cordões de solda A e B ensaiados em fluência.....	134
FIGURA 77 - Variação da tensão aplicada em função do tempo de ruptura para os cordões de solda dos Tipos A e B, e uma comparação com dados fornecidos por MATHEW et al. (1993).....	136
FIGURA 78 - Variação da tensão aplicada em função do tempo de ruptura para os cordões de solda A e B, e uma comparação com dados fornecidos por THOMAS et al. (1984) para metais de solda 316L e para um aço inoxidável do tipo 316.....	137
FIGURA 79 - Variação do logaritmo da taxa de deformação no estágio secundário com o logaritmo do tempo de ruptura para os cordões A e B ensaiados em fluência.....	139
FIGURA 80 - Variação da deformação total no alongamento até ruptura em função da tensão aplicada para os cordões de solda A e B ensaiados em fluência.....	142
FIGURA 81 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento em função do tempo de ruptura para o cordão de solda A: (a) tensão aplicada de 200MPa para as temperaturas de 600, 650 e 700°C, e (b) tensão aplicada de 250MPa para as temperaturas de 600 e 650°C.....	144
FIGURA 82 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento em função do tempo de ruptura para o cordão de solda B: (a) tensão aplicada de 250MPa para as temperaturas de 600, 650 e 700°C, e (b) tensão aplicada de 300MPa para as temperaturas de 600 e 650°C.....	145

- FIGURA 83 - Variação do logarítmo da taxa de deformação no estágio secundário em função do inverso da temperatura absoluta de ensaio para os cordões de solda dos Tipos A e B.....146
- FIGURA 84 - Aspectos microestruturais da secção transversal da cabeça dos corpos de prova para o cordão A ensaiados em fluência. Água Régia.
 (a) 600°C/180MPa/ t_r =3.447h; (b) 600°C/300MPa/ t_r =29,2h;
 (c) 650°C/150MPa/ t_r =387h; (d) 650°C/250MPa/ t_r =2,1h;
 (e) 700°C/100MPa/ t_r =536h e (f) 700°C/200MPa/ t_r =1,4h.....149
- FIGURA 85 - Aspectos microestruturais da secção transversal da cabeça dos corpos de prova para o cordão B ensaiados em fluência. Água Régia.
 (a) 600°C/250MPa/ t_r =2.534h; (b) 600°C/400MPa/ t_r =9,6h;
 (c) 650°C/200MPa/ t_r =333h; (d) 650°C/300MPa/ t_r =65,9h;
 (e) 700°C/175MPa/ t_r =313h e (f) 700°C/250MPa/ t_r =8,6h.....150
- FIGURA 86 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo A ensaiado em fluência. Água Régia.
 (a) 600°C/180MPa/ t_r =3.447h e (b) 600°C/300MPa/ t_r =29,2h....154
- FIGURA 87 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo A ensaiado em fluência. Água Régia.
 (a) 650°C/150MPa/ t_r =387h e (b) 650°C/250MPa/ t_r =2,1h.....155
- FIGURA 88 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo A ensaiado em fluência. Água Régia.
 (a) 700°C/100MPa/ t_r =536h e (b) 700°C/200MPa/ t_r =1,4h.....156
- FIGURA 89 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo B ensaiado em fluência. Água Régia.
 (a) 600°C/250MPa/ t_r =2.534h e (b) 600°C/400MPa/ t_r =9,6h.....157
- FIGURA 90 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo B ensaiado em fluência. Água Régia.
 (a) 650°C/200MPa/ t_r =333h e (b) 650°C/300MPa/ t_r =65,9h.....158
- FIGURA 91 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo B ensaiado em fluência. Água Régia.
 (a) 700°C/150MPa/ t_r =313h e (b) 700°C/250MPa/ t_r =8,6h.....159
- FIGURA 92 - Variação da fração transformada de ferrita delta em função do tempo de ruptura e da temperatura de ensaio, na região da cabeça e da fratura dos corpos de prova ensaiados em fluência, para o cordão do Tipo A.....162

- FIGURA 93 - Variação da fração transformada de ferrita delta em função do tempo de ruptura e da temperatura de ensaio, na região da cabeça e da fratura dos corpos de prova ensaiados em fluência, para o cordão do Tipo B.....163
- FIGURA 94 - Regiões de fratura no sentido longitudinal de amostras do cordão A: (a) 600°C, 180MPa, $t_r=3.447h$; (b) 700°C, 100MPa, $t_r=536h$; (c) 700°C, 200MPa, $t_r=1,4h$; e do cordão B: (d) 600°C, 250MPa, $t_r=2.534h$; e (e) 700°C, 250MPa, $t_r=8,6h$168
- FIGURA 95 - Concentração de inclusões, vazios e porosidades no cordão Tipo A na condição como-soldado.....170
- FIGURA 96 - Concentração de inclusões, vazios e porosidades no cordão Tipo B na condição como-soldado.....171
- FIGURA 97 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão A ensaiada a 600°C e 180MPa com tempo de ruptura de 3.447 horas.....173
- FIGURA 98 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão A ensaiada a 600°C e 180MPa com tempo de ruptura de 3.447 horas.....174
- FIGURA 99 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 100MPa com tempo de ruptura de 536 horas.....176
- FIGURA 100 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 100MPa com tempo de ruptura de 536 horas.....177
- FIGURA 101 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 200MPa com tempo de ruptura de 1,4 horas.....178
- FIGURA 102 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 200MPa com tempo de ruptura de 1,4 horas.....179
- FIGURA 103 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão B ensaiada a 600°C e 250MPa com tempo de ruptura de 2.534 horas.....181
- FIGURA 104 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão B ensaiada a 600°C e 250MPa com tempo de ruptura de 2.534 horas.....182
- FIGURA 105 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão B ensaiada a 700°C e 250MPa com tempo de ruptura de 8,6 horas.....183

- FIGURA 106 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão B ensaiada a 700°C e 250MPa com tempo de ruptura de 8,6 horas.....184
- FIGURA 107 - Aspectos típicos das superfícies de fratura do cordão A:
(a) e (b) 600°C, 180MPa, $t_r=3.447h$ e $\epsilon_r=30,1\%$; e
(c) e (d) 700°C, 200MPa, $t_r=1,4h$ e $\epsilon_r=56,0\%$189
- FIGURA 108 - Aspectos típicos das superfícies de fratura do cordão B:
(a) e (b) 600°C, 250MPa, $t_r=2.534h$ e $\epsilon_r=11,2\%$; e
(c) e (d) 700°C, 250MPa, $t_r=8,6h$ e $\epsilon_r=22,8\%$190

LISTA DE TABELAS

pág.

TABELA 1 - Composições químicas de aços inoxidáveis austeníticos, conforme a AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS (1980). Valores em % em peso.....	10
TABELA 2 - Composições químicas da chapa base e de metais de solda, conforme PIATTI & VEDANI (1990). Valores em % em peso.....	34
TABELA 3 - Propriedades mecânicas de tração para a chapa base e metais de solda, na temperatura ambiente e a 400°C, conforme PIATTI & VEDANI (1990).....	34
TABELA 4 - Propriedades mecânicas de tração para o metal de solda tipo 316L na temperatura ambiente e a 500°C, conforme GOWRISANKAR et al. (1987).....	36
TABELA 5 - Composições químicas da chapa base e de eletrodos, conforme THOMAS & POOLE (1955). Valores em % em peso.....	43
TABELA 6 - Composições químicas da chapa base e de metais de solda do tipo 308, conforme BERGGREN et al. (1978). Valores em % em peso.....	47
TABELA 7 - Composições químicas da chapa base e de metais de solda do tipo 316L, conforme THOMAS et al. (1984). Valores em % em peso.....	51
TABELA 8 - Composições químicas de metais de solda do tipo 316, conforme THOMAS (1978). Valores em % em peso.....	54
TABELA 9 - Composições químicas da chapa base, dos eletrodos consumíveis e dos cordões de solda produzidos. Valores em % em peso.....	103
TABELA 10 - Valores obtidos para a área total, área de diluição e para a penetração dos cordões de solda produzidos.....	106
TABELA 11 - Propriedades mecânicas de tração para os cordões de solda do Tipo A e Tipo B, na temperatura ambiente e a 500, 600 e 700°C.....	110
TABELA 12 - Propriedades mecânicas de tração de aços e metais de solda inoxidáveis, conforme dados da literatura.....	115

TABELA 13	- Propriedades mecânicas de fluência para os cordões de solda produzidos pelo processo de soldagem a arco submerso.....	117
TABELA 14	- Valores dos expoentes de tensão n , da constante A e dos respectivos coeficientes de correlação linear, para os cordões de solda A e B ensaiados em fluência.....	130
TABELA 15	- Valores dos expoentes de tensão n , da constante A e dos respectivos coeficientes de correlação linear, para a chapa base e para o metal de solda 316 ensaiados em fluência, calculados a partir dos dados de MATHEW et al. (1993).....	131
TABELA 16	- Valores dos expoentes de tensão n' , da constante A' e dos respectivos coeficientes de correlação linear, para os cordões A e B ensaiados em fluência.....	135
TABELA 17	- Valores dos expoentes n , n' e m , das constantes A , A' e K e dos coeficientes de correlação linear para os cordões de solda A e B ensaiados em fluência.....	140
TABELA 18	- Valores de A' e n' calculados pelas relações (47) e (48) e obtidos pela expressão (31).....	141
TABELA 19	- Valores da energia de ativação Q , da constante pré-exponencial A_0 e dos respectivos coeficientes de correlação linear para ambos os cordões A e B.....	147
TABELA 20	- Resultados das medidas de ferritoscopia realizadas em amostras das cabeças dos corpos de prova dos cordões A e B ensaiados em fluência, para os maiores e menores tempos de ruptura.....	152
TABELA 21	- Resultados das medidas de ferritoscopia realizadas em amostras da região de fratura dos corpos de prova dos cordões A e B ensaiados em fluência, para os maiores e menores tempos de ruptura.....	161
TABELA 22	- Composições químicas resultantes dos exames de microanálise em amostras da chapa base na condição como-recebida e dos cordões de solda virgens na condição como-soldado. Valores em % em peso.....	164
TABELA 23	- Composições químicas resultantes de exames de microanálise em amostras do cordão de solda do Tipo A ensaiadas em fluência, para os maiores e menores tempos de ruptura, em cada nível de temperatura. Valores em % em peso.....	165
TABELA 24	- Composições químicas resultantes de exames de microanálise em amostras do cordão de solda do Tipo B ensaiadas em fluência, para os maiores e menores tempos de ruptura, em cada nível de temperatura. Valores em % em peso.....	165

TABELA 25 - Valores obtidos por análise de imagem para a quantificação de inclusões, vazios e porosidades nos cordões de solda A e B na condição como-soldado.....185

TABELA 26 - Valores obtidos por análise de imagem para a quantificação de inclusões, vazios, porosidades e cavidades de fluência em amostras ensaiadas dos cordões A e B.....186

LISTA DE SÍMBOLOS

- a_o : Parâmetro de rede da estrutura cristalina.
- A : Constante.
- A^* : Constante.
- A'' : Constante.
- A_o : Constante pré-exponencial.
- b : Vetor de Burgers.
- c_o : Parâmetro de rede da estrutura cristalina.
- $C_{req.}$: Cromo equivalente.
- d : Tamanho médio de grão.
- d : Tamanho de grão austenítico.
- D_o : Diâmetro inicial.
- D_B : Coeficiente de difusão no contorno de grão.
- D_i : Teor de ferrita delta inicial antes do ensaio de fluência.
- D_f : Teor de ferrita delta final após o ensaio de fluência.
- D_V : Coeficiente de autodifusão em volume.
- D_α : Coeficiente de difusividade do carbono no ferro alfa.
- D_γ : Coeficiente de difusividade do carbono no ferro gama.
- G : Módulo de cisalhamento.
- I : Intensidade de corrente.
- J : Insumo de calor para o processo de soldagem.
- k : Constante de Boltzman ($1,38 \times 10^{-23} \text{J/K}$).
- K : Constante de Monkman & Grant.
- L_o : Comprimento útil inicial do corpo de prova para ensaios mecânicos.
- L : Líquido.
- L : Distância média de separação entre obstáculos.
- m : Coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação no secundário ao tempo de ruptura.
- M : % em peso do metal M.
- $Ni_{eq.}$: Níquel equivalente.
- n : Coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação à tensão aplicada ou expoente de tensão.
- n' : Relação m/n .
- Q : Energia de ativação aparente para o processo de fluência.
- r : Coeficiente de correlação linear.
- R : Constante universal dos gases ($3,82 \text{J/molK}$).
- R_A : Parâmetro de redução de área na fratura em ensaios mecânicos.

- So: Área inicial da secção transversal do corpo de prova para ensaios mecânicos.
- t: Espaçamento entre maclas.
- t: Tempo de exposição na temperatura T.
- t_r : Tempo de ruptura.
- T: Temperatura.
- T_H : Temperatura homóloga.
- T_M : Temperatura de fusão.
- v_t : Velocidade de deslocamento da travessa da máquina de solda.
- V: Tensão.
- X: Fração transformada de ferrita delta, de acordo com THOMAS & YAPP (1978).
- Y: Fração transformada de ferrita delta, de acordo com MATHEW et al. (1993).
- z: Área de ativação.
- α : Fase ferrita alfa.
- β : Constante.
- χ : Fase Chi.
- δ : Fase ferrita delta.
- ϵ : Deformação total no alongamento até a ruptura em tração.
- ϵ_0 : Deformação instantânea em fluência.
- ϵ_r : Deformação total no alongamento até a ruptura em fluência.
- ϵ_s^0 : Taxa mínima de deformação no estágio secundário de fluência.
- ϵ_1^0 : Taxa de deformação final na temperatura T_1 .
- ϵ_2^0 : Taxa de deformação inicial na temperatura T_2 .
- ϵ_α^0 : Taxa mínima de deformação no estágio secundário de fluência para o carbono no ferro alfa.
- ϵ_γ^0 : Taxa mínima de deformação no estágio secundário de fluência para o carbono no ferro gama.
- γ : Fase gama.
- η : Fase Laves.
- θ : Constante.
- ρ : Densidade de discordâncias.
- Ω : Volume atômico.
- σ : Fase sigma.
- $\sigma_{0,2\%}$: Limite convencional de escoamento para 0,2% de deformação permanente.
- σ_t : Limite de resistência à tração.
- ξ : Área efetiva da secção transversal do contorno para transporte de massa.

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

AISI - American Iron and Steel Institute.
ASTM - American Society for Testing and Materials.
AWS - American Welding Society.
DCEN - Direct Current Electrode Negative.
DCEP - Direct Current Electrode Positive.
FN - Ferrite Number.
GTAW - Gas Tungsten Arc Welding.
MMAW - Manual Metal Arc Welding.
SAE - Society for Automotive Engineers.
SAW - Submerged Arc Welding
SMAW - Shielded Metal Arc Welding.
UNS - Unified Number Standard.
WRC - Welding Research Council.

RESUMO

Realizou-se uma investigação sobre o comportamento das propriedades mecânicas de tração e de fluência em temperaturas elevadas de depósitos de solda inoxidáveis dos tipos 316L e 347 obtidos pelo processo de soldagem a arco submerso usando chapa base de aço inoxidável AISI-316L. A análise dos parâmetros de resistência mecânica à tração, tanto na temperatura ambiente como a 500, 600 e 700°C, revelou valores superiores para o limite convencional de escoamento aos valores convencionais mencionados para aços inoxidáveis AISI-316L e 347, e valores similares para o limite de resistência à tração. A caracterização dos parâmetros de ductilidade também revelou valores superiores para a redução de área na fratura e valores inferiores para a deformação total no alongamento. A avaliação das propriedades mecânicas de fluência foi realizada no intervalo de temperatura entre 600 e 700°C e faixas de tensão aplicada variando entre 100 e 400MPa, na modalidade de carga constante. Foram obtidas relações entre tensão aplicada, tempo de ruptura e taxa mínima de deformação no estágio secundário de fluência, utilizando expressões convencionais aplicadas à engenharia de altas temperaturas. Análise dos resultados revela que, o cordão do Tipo 347 apresentou maior resistência mecânica à deformação sob condições de fluência, exibindo valores inferiores para a taxa mínima de deformação com tempos de ruptura mais longos, porém, menor ductilidade que o cordão do Tipo 316L nas mesmas condições de temperatura e de tensão aplicada. A avaliação da mudança microestrutural dos cordões de solda após os ensaios de fluência mostrou a existência de um processo de transformação da ferrita delta original sob o efeito do tempo associado à temperatura e à tensão aplicada.

ABSTRACT

Mechanic behavior was investigated by tensile and creep testing at elevated temperatures of submerged arc Types 316L and 347 stainless steels weld metals using base metal of the AISI-316L stainless steel. The tensile properties at room temperature and at 500, 600 and 700°C exhibited superior strength parameters for yield stress to conventional austenitic stainless steels AISI-316L and AISI-347, and similar ultimate tensile strength. High reduction of area and more low total elongation were observed. An evaluation of creep behavior in the temperature range of 600 to 700°C and stress range of 100 to 400MPa, at constant load testing was carried out. Relationships between stress, rupture time and minimum secondary creep rate were obtained using conventional equation used to explain high temperatures behavior. The results obtained indicate superior creep strength for weld metal Type 347, exhibited inferior secondary creep rates with very long times, however exhibited inferior ductility parameters when compared with weld metal Type 316L in the same testing conditions. The microstructural evaluation of weld metals in creep conditions showed a possible transformation of original delta ferrite at end of creep testing exhibited dependence of the time, temperature and applied stress.

1 - INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro contendo um teor mínimo de 12% em peso de cromo, com ou sem adição de outros elementos, conferindo à liga importantes propriedades de resistência à corrosão, conforme FISCHER & MACIAG (1977).

De acordo com STREICHER (1977), o desenvolvimento de aços inoxidáveis é atribuído ao inglês Harry Brearley que em 1912, investigando uma liga de ferro com aproximadamente 13% de cromo, observou que era praticamente resistente à maioria dos reagentes químicos usados em técnicas metalográficas da época. Simultaneamente na Alemanha, Eduard Maurer afirmava que uma dada liga desenvolvida em seus laboratórios apresentava comportamento semelhante sob vapores agressivos. Uma nova liga então, a base de ferro com 20% de cromo, 7% de níquel e 0,25% de carbono, em peso, passou a ser utilizada em aplicações químico-industriais na produção de soda cáustica.

Conforme relata BARR (1971), houve um consumo em larga escala no período de 1925 a 1935, de ligas de ferro com 17% de cromo e ligas de ferro com 18% de cromo e 8% de níquel, direcionado para uso em indústrias químicas nos Estados Unidos, Inglaterra e Alemanha.

Visando melhor compreender a constituição de ligas e metais de solda inoxidáveis, torna-se necessário fazer uma análise dos diagramas de fases envolvendo principalmente os elementos de liga como ferro, cromo e níquel. Embora os diagramas de fases representem uma situação de baixas taxas de aquecimento e resfriamento e níveis de pureza dos elementos constituintes, muitas vezes distintos dos níveis comerciais, podem ser satisfatoriamente utilizados para uma análise conveniente das possíveis reações metalúrgicas que podem ocorrer em função da temperatura num determinado tipo de aço ou metal de solda, com composição química definida.

A Figura 1 apresenta o diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973). Nota-se, que o campo de existência da fase alfa (α) ou ferrita é bastante extenso, enquanto que, o da fase gama (γ) ou autenita, é restrito. A partir do ferro puro, em torno de 912°C, há uma região de transformação da fase alfa em fase gama. Observa-se que o acréscimo nos teores de cromo até aproximadamente 7%, em peso, provoca um abaixamento dos limites do campo de existência da fase gama próximo a 831°C.

Adições posteriores de cromo provocam um rápida ascensão, porém restrita, dos limites do campo da fase gama, atingindo um máximo em torno de 12,7% de cromo. Por outro lado, por volta de 1394°C para o ferro puro, ocorre a transformação da fase gama em ferrita delta. Ligas com teores de cromo superiores a 12,7% em peso, não sofrem transformação γ - α , sendo constituídos por uma única fase ferrítica e, dessa forma, não podem ser fortalecidas por tratamentos térmicos. De acordo com NOVAK (1977), o cromo é um elemento com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado e de caráter alfacagêneo ou estabilizador da fase ferrítica. Segundo FOLKHARD (1988), a fase denominada ferrita delta (δ) ou ferrita de alta temperatura, apresenta o mesmo tipo de estrutura cristalina do tipo cúbica de corpo centrado, e é comumente observada como sendo oriunda do processo de precipitação primária da liga fundida. A ferrita alfa (α), é formada por um processo de precipitação secundária a partir da fase gama (γ) durante a transformação em temperaturas abaixo de 912°C. Uma vez que, as duas espécies são microscopicamente de aspectos diferentes e exercem influência distinta nas propriedades do metal de solda de aços inoxidáveis, FOLKHARD (1988) salienta que deve-se utilizar designações diferentes para as duas espécies de ferrita.

FIGURA 1 - Diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973), com suplemento de FOLKHARD (1988).

Ainda na Figura 1, pode-se observar que para teores mais elevados de cromo, inicia-se a precipitação da fase frágil sigma (σ) com estrutura tetragonal a partir da ferrita delta (δ), em torno de 820°C. Sua precipitação pode ser acompanhada por uma diminuição no teor de cromo da matriz, induzindo a um efeito prejudicial na resistência à corrosão da liga.

A Figura 2 apresenta o diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Ni, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973). O níquel é um elemento com estrutura cristalina de face centrada e de caráter gamagêneo ou promovedor da estabilidade da fase austenítica. A partir do líquido com mais de 5% em peso de níquel, a liga não se solidifica na forma de ferrita delta, porém, como austenita para toda a faixa restante de composições. Entre 1400 e 1550°C, a ferrita delta primária se transforma em austenita. Em temperaturas inferiores e baixos teores de níquel, nota-se apenas a presença da fase ferrita alfa. Para teores mais elevados de níquel até cerca de 30%, existe um campo bifásico compreendendo as fases ferrita alfa e austenita.

FIGURA 2 - Diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Ni, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973).

Ao contrário do cromo, o níquel tem a propriedade de expandir a campo da fase gama e a estrutura austenítica pode ser mantida à temperatura ambiente mesmo com resfriamentos rápidos.

O diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Ni-Cr é apresentado na Figura 3, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973). As transformações que ocorrem no sistema Ni-Cr, indicadas pelo diagrama de equilíbrio, têm menor influência nas propriedades de aços inoxidáveis, uma vez que, os teores de cromo e níquel são relativamente baixos para essas ligas.

FIGURA 3 - Diagrama binário de equilíbrio de fases do sistema Ni-Cr, de acordo com HAWKINS & HULTGREN (1973).

Os aços austeníticos são formados geralmente pela adição de elementos de natureza cristalográfica cúbica de face centrada ao sistema Fe-Cr, tais como níquel e manganês, promovendo uma expansão do campo gama. Podem conter de 12 a 26% de cromo e teores de carbono podendo chegar a valores inferiores da ordem de 0,02%, em peso. Quando quantidades suficientes de níquel e manganês são adicionadas para a formação da fase gama, a fase alfa é suprimida, tornando possível desenvolver ligas com um teor mínimo de 8% de níquel para obter-se uma estrutura austenítica à temperatura ambiente. A austenita é não magnética quando comparada com a

ferrita e martensita. As ligas totalmente austeníticas possuem elevada resistência à oxidação e corrosão, principalmente quando possuem baixos teores de carbono. De acordo com a AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS (1980), as ligas austeníticas mais comuns são normalmente conhecidas como Série-300 e usualmente, podem conter uma segunda fase formada em temperaturas elevadas denominada ferrita de alta temperatura ou ferrita delta (δ), como mencionado anteriormente. O manganês pode substituir em parte o níquel e, nesses casos, os aços austeníticos assim modificados são denominados como Série-200.

De acordo com NOVAK (1977) e FOLKHARD (1988), a interpretação das fases após solidificação também pode ser realizada pela análise de diagramas ternários. A configuração na área $\delta + \gamma$, exerce influência decisiva para todas as reações posteriores durante o resfriamento após solidificação. O diagrama Fe-Ni (Figura 2), indica que a área de cristais primários de ferrita delta (δ) é limitada pela transformação peritética e desaparece completamente abaixo de 1400°C, com ferrita delta se transformando em austenita. No diagrama Fe-Cr (Figura 1), há somente cristais de ferrita delta abaixo da linha solidus. A associação dos diagramas binários de equilíbrio mencionados anteriormente, Fe-Cr, Fe-Ni e Ni-Cr, gera a construção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni mostrado na forma de isoterma, de acordo com BREWER & CHANG (1973). A Figura 4 mostra isotermas do sistema Fe-Cr-Ni.

FIGURA 4 - Isotermas do diagrama ternário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr-Ni, para (a) 1400°C e (b) 1100°C, de acordo com BREWER & CHANG (1973).

Nota-se que, a área de precipitação primária de ferrita delta e austenita é bastante reduzida em 1400°C. Para elevados teores de ferro, ocorre solidificação da mistura de fases $\delta + \gamma$, a qual passa para $\delta + \gamma + L$ e em seguida para líquido, quando crescem os teores de cromo e níquel utilizados. Já o perfil da isoterma a 1100°C, mostra que a área $\delta + \gamma$ é razoavelmente expandida para teores semelhantes de cromo e níquel.

Segundo BROOKS et al. (1984), BROOKS & THOMPSON (1991), FOLKHARD (1988) e VITEK et al. (1992), outra forma de visualização das possíveis fases presentes em aços e metais de solda inoxidáveis, é o uso de secções transversais do diagrama ternário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr-Ni, ou diagramas pseudo-binários, como mostrado na Figura 5, onde são apresentadas secções para 60 e 70% de ferro. É possível observar nitidamente a região de precipitação primária da ferrita delta e austenita, bem como, a região com as três fases $L + \delta + \gamma$, que as separa.

FIGURA 5 - Secções transversais do diagrama ternário de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr-Ni, para (a) 70% e (b) 60% de ferro, de acordo com FOLKHARD (1988).

Os aços austeníticos representam um importante grupo dentro da categoria de aços inoxidáveis. São frequentemente ligados com molibdênio com o principal objetivo de melhorar o nível de resistência à corrosão do tipo localizada. Adições de titânio ou nióbio são realizadas com os objetivos de melhorar os parâmetros de resistência mecânica e resistência à corrosão do tipo intergranular provocada pela sensitização. Adições de outros elementos, que aliados a um mínimo teor de carbono, visam promover a estabilização microestrutural de aços austeníticos. Possuem elevada tenacidade e excelente resistência à oxidação e corrosão. Podem conter propositalmente certa quantidade de ferrita delta, pois sua presença em proporções controladas é de extrema importância para a obtenção de melhores condições de soldabilidade, embora possa induzir à diminuição da resistência à corrosão e trabalhabilidade a quente.

Uma breve avaliação da diversidade desse grupo de aços revela, por exemplo, que o tipo AISI-304, [AISI - AMERICAN IRON AND STEEL INSTITUTE], é amplamente utilizado pois consegue reunir boa soldabilidade com características importantes de conformação mecânica, boa resistência à corrosão e ao calor, afirma NOVAK (1977). O aço AISI-304 colocado no centro da Figura 6, é constituído por uma liga de ferro com 18% de cromo e 8% de níquel e encontra aplicações principalmente em utensílios domésticos, na construção civil, em equipamentos criogênicos e hospitalares, e nas indústrias alimentícia e farmacêutica. A Tabela 1 apresenta as composições químicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos fornecidas pela AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS (1980). O termo UNS - UNIFIED NUMBER STANDARD, representa um estudo cooperativo entre a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) e a SOCIETY FOR AUTOMOTIVE ENGINEERS (SAE).

Conforme a AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS (1980), algumas limitações no emprego do aço AISI-304 conduziram à criação de diversas outras ligas inoxidáveis do grupo austenítico a partir de alterações na sua composição, cuja evolução em função das necessidades está mostrada de forma resumida e esquemática na Figura 6, considerando-se como referência o aço AISI-304. No caso específico da necessidade de maior resistência à corrosão por frestas em meios agressivos, adicionou-se molibdênio à liga base, que resultou no surgimento do aço inoxidável AISI-316 com algumas alterações no balanceamento químico de cromo e níquel. Caso a agressividade do meio exija maior resistência da liga, adições complementares de molibdênio podem ser realizadas dando origem ao aço AISI-317.

Segundo COLOMBIER & HOCHMANN (1968), tais ligas encontram aplicações em indústrias petroquímicas e de prospecção de petróleo, na indústria têxtil, farmacêutica, em destilarias de álcool e componentes de embarcações marítimas.

Entretanto, quando esses aços austeníticos são submetidos por um certo período de tempo à faixa de temperatura entre aproximadamente 450 e 850°C, estão sujeitos à precipitação de carbeto de cromo, geralmente em contornos de grãos. Tal fenômeno é conhecido como sensitização, segundo WALLÉN & OLSSON (1977). Devido à precipitação abundante de carbeto, ocorre uma diminuição no teor de cromo nas adjacências dos contornos de grãos em regiões vizinhas aos carbeto, promovendo uma redução na resistência à corrosão e tornando o material susceptível ao ataque de forma intergranular em certos meios químicos. As zonas termicamente afetadas em cordões de solda, são sensíveis à esse modo de corrosão, pois durante o ciclo térmico de execução da soldagem, o material base fica sujeito à faixa de temperatura crítica. Tal comportamento, levou ao desenvolvimento de aços inoxidáveis AISI-304L e AISI-316L, cujos teores de carbono são controlados a um nível máximo de 0,03% em peso, tornando menor a possibilidade de ocorrer a sensitização.

Adições de elementos de liga com grande afinidade química pelos elementos intersticiais carbono e nitrogênio, têm a finalidade de reduzir a parcela livre desses elementos para reagir com o cromo. O titânio e nióbio são adições típicas para produzir as ligas denominadas estabilizadas devido à precipitação de carbeto e carbonitretos de titânio ou nióbio em temperaturas elevadas. Foram desenvolvidos, a partir do tipo AISI-304, os tipos AISI-321 e AISI-347, que são as versões estabilizadas com titânio e nióbio, respectivamente. No caso de aplicações nas quais encontram-se componentes de equipamentos que estejam operando entre 500 e 900°C, os aços inoxidáveis estabilizados são mais recomendados, pois exibem melhores propriedades mecânicas nessa faixa de temperatura, principalmente, resistência à fluência, conforme descrito por COLOMBIER & HOCHMANN (1968). Quando é necessário maior resistência mecânica sobre resistência à corrosão do tipo intergranular, os aços AISI-304LN e AISI-316LN são então recomendados devido à fina dispersão de carbeto de cromo. Para aplicações de uso contínuo em temperaturas elevadas como por exemplo, trocadores de calor em indústrias petroquímicas, foram desenvolvidos os tipos AISI-309 e AISI-310, também conhecidos como aços refratários, os quais apresentam níveis de cromo, níquel e carbono mais elevados que os tipos convencionais.

FIGURA 6 - Família de aços inoxidáveis austeníticos, conforme AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS (1980).

TABELA 1 - Composições químicas de aços inoxidáveis austeníticos, conforme a AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS (1980). Valores em % em peso.

Tipo	UNS	C(máx)	Mn(máx)	Si(máx)	Cr	Ni	P(máx)	S(máx)	Outros
201	S20100	0,15	5,5-7,5	1,00	16,0-18,0	3,5-5,5	0,06	0,03	0,25%N
202	S20200	0,15	7,5-10,0	1,00	17,0-19,0	4,0-6,0	0,06	0,03	0,25%N
205	S20500	0,12	14,0-15,5	1,00	16,5-18,0	1,0-1,75	0,06	0,03	0,32-0,40%N
301	S30100	0,15	2,00	1,00	16,0-18,0	6,0-8,0	0,045	0,03	-
302	S30200	0,15	2,00	1,00	17,0-19,0	8,0-10,0	0,045	0,03	-
302B	S30215	0,15	2,00	2,00	17,0-19,0	8,0-10,0	0,045	0,03	-
303	S30300	0,15	2,00	1,00	17,0-19,0	8,0-10,0	0,20	0,15min	0,6%Mo
303Se	S30323	0,15	2,00	1,00	17,0-19,0	8,0-10,0	0,20	0,06	0,15 min %Se
304	S30400	0,08	2,00	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	-
304H	S30409	0,04	2,00	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	-
304L	S30403	0,03	2,00	1,00	18,0-20,0	8,0-12,0	0,045	0,03	-
304LN	-	0,03	2,00	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	0,10-0,15%N
304N	S30451	0,08	2,00	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	0,10-0,16%N
305	S30500	0,12	2,00	1,00	17,0-19,0	10,5-13,0	0,045	0,03	-
308	S30800	0,08	2,00	1,00	19,0-21,0	10,0-12,0	0,045	0,03	-
309	S30900	0,20	2,00	1,00	22,0-24,0	12,0-15,0	0,045	0,03	-
309S	S30908	0,08	2,00	1,00	22,0-24,0	12,0-15,0	0,045	0,03	-
310	S31000	0,25	2,00	1,50	24,0-26,0	19,0-22,0	0,045	0,03	-
310S	S3100S	0,08	2,00	1,50	24,0-26,0	19,0-22,0	0,045	0,03	-
314	S31400	0,25	2,00	1,50	23,0-26,0	19,0-22,0	0,045	0,03	-
316	S31600	0,08	2,00	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0%Mo
316L	S31603	0,03	2,00	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0%Mo
316LN	-	0,03	2,00	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0%Mo;0,10%N
316N	S31651	0,03	2,00	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0%Mo;0,10%N
317	S31700	0,08	2,00	1,00	18,0-20,0	11,0-15,0	0,045	0,03	3,0-4,0%Mo
317L	S31703	0,03	2,00	1,00	18,0-20,0	11,0-15,0	0,045	0,03	3,0-4,0%Mo
321	S32100	0,08	2,00	1,00	17,0-19,0	9,0-12,0	0,045	0,03	5x%C min %Ti
329	S32900	0,10	2,00	1,00	25,0-30,0	3,0-6,0	0,045	0,03	1,0-2,0%Mo
347	S34700	0,08	2,00	1,00	17,0-19,0	9,0-13,0	0,045	0,03	10x%C min %Nb+Ta
347H	S34709	0,04	2,00	1,00	17,0-19,0	9,0-13,0	0,045	0,03	10x%C min %Nb+Ta

O campo de aplicação dos aços da Série-300 é bastante vasto e pode abranger produtos de uso doméstico, arquitetônico, em indústria farmacêutica, alimentícia, médico-hospitalar, cirúrgico-odontológica, química e petroquímica, na geração de energia e em reatores nucleares, entre outras. Algumas aplicações envolvem a exposição dos componentes à temperaturas elevadas por longos períodos de tempo, como válvulas de pressão, aquecedores e trocadores de calor, conforme a AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS (1980); CLIMAX MOLYBDENUM (1966); COLOMBIER & HOCHMANN (1968) e SMITH & FARRAR (1993).

LIAW et al. (1992) afirmam que, as tubulações de sistemas geradores de energia são submetidas à condições severas de operação em temperaturas elevadas e que, aliados ao fator da presença de pressão interna, tornam os sistemas propensos a danos por fluência. Dessa forma, as propriedades mecânicas a quente tornam-se parâmetros importantes para a vida útil dos componentes e, conseqüentemente do sistema, afirma LIAW (1992). Nesses casos, falhas em potencial podem resultar da propagação de trincas em temperaturas elevadas associadas com a existência de inclusões ou de diversos defeitos internos de fabricação. De acordo com POLGÁRY (1985), as juntas soldadas são frequentemente consideradas como sendo partes estruturais críticas, pois além das diferenças microestruturais entre o metal de solda e o metal base, a região da solda pode apresentar danos localizados que associados com diferenças nas características geométricas geram concentração de tensão e deformação local, que podem resultar em baixos índices de ductilidade em fluência.

Conforme mencionam THOMAS et al. (1984), o aço AISI-316L tem sido experimentado com certa frequência em projetos de geração de energia. A construção de instalações desse porte envolvem diferentes processos de soldagem de componentes estruturais com secções variadas desses aços. Segundo GOOCH (1985), fatores tais como, a exposição prolongada em temperaturas elevadas e aplicação de carga com possível variação microestrutural, podem provocar alterações nas propriedades mecânicas a quente dos depósitos de solda.

De acordo com GOOCH (1985), existem poucas informações e por vezes contraditórias sobre as propriedades de fluência envolvendo soldas austeníticas, tornando imprescindível uma melhor avaliação do desempenho dessa categoria de soldas em aplicações que envolvam temperaturas elevadas associadas à tensões e longos períodos de tempo.

2 - OBJETIVOS

O presente trabalho, visa identificar as propriedades mecânicas de tração e de fluência em temperaturas elevadas de depósitos de solda austeníticos dos tipos 316L e 347 utilizando eletrodos consumíveis dos tipos AWS ER-316L e AWS ER-347, respectivamente, obtidos pelo processo de soldagem a arco submerso usando chapa base de aço inoxidável AISI-316L.

Serão realizados ensaios mecânicos de fluência na faixa de temperatura e 600 a 700°C com tensões aplicadas variando entre 180 a 400MPa, com exposição por períodos variados de tempo, sob carga constante. A análise microestrutural dos cordões de solda será realizada com o objetivo de acompanhar sua evolução após os ensaios de fluência, principalmente associada às possíveis variações das frações transformadas de ferrita delta.

3 - ASPECTOS GERAIS SOBRE METAIS DE SOLDA AUSTENÍTICOS

3.1 - Diagramas de Schaeffler e de DeLong

De acordo com SMITH & FARRAR (1993), os aços austeníticos da série AISI-300 são geralmente soldados com eletrodos consumíveis de aproximadamente mesma composição química do metal base. A composição resultante do metal de solda é controlada para produzir uma certa quantidade de ferrita delta, geralmente entre 3 e 9%, para prevenir a formação de trincas a quente durante o processo de solidificação.

SCHAEFFLER (1949), procurando melhor compreender a microestrutura resultante do metal de solda de aços inoxidáveis na condição como soldado, desenvolveu originariamente um diagrama, apresentado na Figura 7, denominado diagrama de Schaeffler. Uma análise do diagrama, mostra que a posição de interesse é determinada a partir da composição química do metal de solda. O eixo horizontal fornece o termo Cromo Equivalente, o qual relaciona os elementos alfa-gêneos ou estabilizadores da ferrita, conforme a Eq. (1) dada por:

$$C_{req.} = \%Cr + \%Mo + 1,5x\%Si + 0,5x\%Nb \quad (1)$$

enquanto que, o eixo vertical fornece o termo Níquel Equivalente, o qual relaciona os elementos gama-gêneos ou estabilizadores da austenita, conforme a Eq. (2) dada por:

$$Ni_{eq.} = \%Ni + 30x\%C + 0,5x\%Mn \quad (2)$$

Os coeficientes dos elementos químicos envolvidos representam a importância relativa na promoção das fases ferrítica e austenítica.

O diagrama de Schaeffler utiliza linhas retas que tendem a um foco comum e representam as quantidades de ferrita, obtida por técnicas metalográficas, na forma de percentual volumétrico variando de 0 a 100%.

DeLONG (1956), introduziu a participação do efeito gama-gêneo do nitrogênio na microestrutura resultante, como mostrado na Eq. (3) dada por:

$$Ni_{eq.} = \%Ni + 30x\%C + 30x\%N + 0,5x\%Mn \quad (3)$$

A versão do diagrama de DeLong, conforme DeLONG (1974), apresenta linhas aproximadamente paralelas que representam as quantidades de ferrita e o índice de ferrita, (FN - Ferrite Number), recomendado pela WELDING RESEARCH COUNCIL (WRC), para definir o teor de ferrita delta por resposta magnética, como mostrado na Figura 8.

FIGURA 7 - Diagrama de Schaeffler para avaliação da concentração de ferrita delta em metais de solda, de acordo com SCHAEFFLER (1949).

FIGURA 8 - Diagrama de DeLong apresentando o número de ferrita delta (FN), conforme a Welding Research Council (WRC), de acordo com DeLONG (1974).

A principal diferença entre os dois diagramas é substancial. O diagrama de DeLong é basicamente uma secção do diagrama de Schaeffler para metais de solda de aços inoxidáveis da série AISI-300, contendo uma restrita quantidade de ferrita delta. A previsão do índice de ferrita para aços duplex com elevado teor de ferrita delta, por exemplo, não se enquadra na faixa desse diagrama de DeLong, sendo mais comum nesses casos, utilizar o diagrama de Schaeffler. Novas versões do diagrama de DeLong modificado para uma faixa mais ampla de ferrita delta têm sido sugerido por SIEWERT et al. (1988).

Ambos os diagramas são bastante satisfatórios para prever o teor de ferrita delta presente em cordões de solda de aços inoxidáveis, mas não levam em conta efeitos inerentes do processo de soldagem como taxa de diluição do metal base ou taxa de resfriamento. Por isso, salienta SMITH (1989), quando avaliações mais precisas dos teores de ferrita delta em cordões de solda ou metal base são necessárias, recomenda-se o uso de sistemas magnéticos padronizados.

3.2 - Modos de Solidificação em Metais de Solda Inoxidáveis

Estudos de processos de solidificação de metais de solda inoxidáveis têm sido mencionados por BROOKS et al. (1983), BROOKS et al. (1984), BROOKS & THOMPSON (1991), FOLKHARD (1988), LEONE & KERR (1982), LIPPOLD & SAVAGE (1979), LIPPOLD & SAVAGE (1980), SMITH & FARRAR (1993), SUUTALA et al. (1979a), SUUTALA et al. (1979b), SUUTALA et al. (1980), SUUTALA (1983) e TAKALO et al. (1979).

De acordo com TAKALO et al. (1979), a maioria dos metais de solda da série AISI-300 apresentam uma microestrutura de natureza mista do tipo austenítica-ferrítica na condição como-soldado. Utilizando o aço inoxidável AISI-304 como metal base, foram realizados inúmeros cordões de solda pelos processos de soldagem com eletrodo revestido (SMAW) e soldagem TIG (Tungsten Inert Gas). Os resultados das análises envolvendo técnicas de metalografia ótica, microscopia eletrônica de varredura e de transmissão, convergem para três tipos básicos de microestruturas, de acordo com os modos de solidificação e morfologia da ferrita delta:

Microestrutura Tipo A : Microestrutura observada em cordões de solda apresentando elevado teor de níquel. O modo de solidificação transcorre como austenita primária, com ferrita delta se formando do restante do fundido entre as células austeníticas de forma bastante regular e seguindo a direção de solidificação, caracterizando a morfologia do tipo vermicular. O teor de ferrita delta é inferior a 6% em peso, quando presente, e exibe uma relação $C_{req.}/N_{req.} \leq 1,48$, de acordo com o diagrama de Schaeffler.

Microestrutura Tipo B : Microestrutura observada em cordões de solda apresentando teor de ferrita delta variando entre 4 e 18% em peso, segundo SUUTALA (1980), e entre 6 e 12%, segundo SUUTALA (1983), e aumentando com a relação $C_{req.}/N_{req.}$. A morfologia da microestrutura é altamente variável dependendo da composição química. A característica vermicular da morfologia da ferrita delta é típica para baixos valores de $C_{req.}/N_{req.}$, resultando no modo de solidificação de austenita primária, porém, apresenta características de uma estrutura tipo lathy (lascada) quando ocorre um aumento na relação $C_{req.}/N_{req.}$. A microestrutura tipo lathy não é localizada dentro de um dado grão, mas na forma de pacotes de ferrita e pode surgir em paralelo com a morfologia vermicular.

Os resultados indicam que cordões de solda do tipo B solidificam-se segundo o modo de ferrita primária para valores elevados de $C_{req.}/Ni_{eq.}$. A austenita se forma entre as dendritas de ferrita e cresce para o interior do fundido. Tal comportamento provoca uma redução na fração volumétrica de ferrita delta.

SUUTALA et al. (1980) concluem que, nesse caso, ocorre o modo de solidificação ferrítico-austenítico, apresentando uma relação $1,48 \leq C_{req.}/Ni_{eq.} \leq 1,95$.

Microestrutura Tipo C : Microestrutura observada em cordões de solda que apresentam um teor de ferrita delta na faixa de 10 a 85% e uma relação do tipo $C_{req.}/Ni_{eq.} \geq 1,95$, de acordo com SUUTALA et al. (1979b). A microestrutura é composta por ferrita tipo *lathy*, caracterizada por blocos alongados na direção paralela ao gradiente de temperatura e ladeados por austenita.

BROOKS & THOMPSON (1991) e SMITH & FARRAR (1993) analisando os resultados obtidos por SUUTALA et al. (1979b), SUUTALA et al. (1980), SUUTALA (1983) e TAKALO et al. (1979), declaram que os modos de solidificação de metais de solda inoxidáveis podem ser apresentados coerentemente de acordo com a representação esquemática mostrada na Figura 9, conforme SUUTALA et al. (1979a).

FIGURA 9 - Representação esquemática dos modos de solidificação de metais de solda austeníticos, conforme SUUTALA et al. (1979a). (L: Líquido, □: Austenita e ■: Ferrita delta).

As Figuras 9a e 9b mostram os processos que ocorrem durante a solidificação primária de cristais de austenita, os quais crescem a partir do líquido. Na Figura 9a, a relação $C_{req.}/N_{req.}$ é inferior a 1,48 e não ocorre nenhuma transformação de fase posterior. No caso da Figura 9b, o metal de solda passa por uma região contendo as três fases ($L + \delta + \gamma$). Durante esse processo, salienta FOLKHARD (1988), pequena quantidade de ferrita delta é formada do fundido restante. As Figuras 9c e 9d ilustram os processos durante a solidificação primária da ferrita delta com uma relação $1,48 \leq C_{req.}/N_{req.} \leq 1,95$. Quando a liga passa pela região contendo as três fases, (Figura 9c), a austenita é formada do fundido restante entre as dendritas de ferrita delta primária já formadas, as quais representam os núcleos para a transformação $\delta \rightarrow \gamma$. A formação de austenita progride rapidamente dos contornos para os núcleos de ferrita delta, deixando uma pequena quantidade de ferrita residual entre os cristais de austenita. Caso a relação $C_{req.}/N_{req.}$ seja levemente superior, (Figura 9d), pacotes de ferrita delta são então formados. Para valores ainda maiores, (Figura 9e), o metal de solda líquido se solidifica completamente como ferrita primária.

3.3 - Processos de Precipitação e Transformação de Fases

Numerosos estudos têm sido realizados sobre a cinética de precipitação e transformação de fases em temperaturas elevadas em aços inoxidáveis austeníticos por BARCIK (1983), BECKITT (1969), DEIGHTON (1970), LAI et al. (1981), LAI (1983a), LAI (1983b), SPRUIELL et al. (1973), WEISS & STICKLER (1972) e WHITE & LE MAY (1970), e em metais de solda austeníticos por FARRAR & THOMAS (1983), FARRAR (1985), FARRAR et al. (1985), GILL & GNANAMOORTHY (1982), GILL et al. (1986), GILL et al. (1989), GILL et al. (1992), KEOWN & THOMAS (1981), LAI & HAIGH (1979), LEITNAKER (1982), RAGHUNATHAN et al. (1979), SLATERY et al. (1983), SMITH & FARRAR (1991) e THOMAS & YAPP (1978).

A maioria desses estudos tem mostrado que o envelhecimento térmico entre 500 e 900°C, dependendo do tempo de exposição, promove a dissolução progressiva da ferrita delta e, a precipitação de carbeto e diferentes fases intermetálicas.

Aços inoxidáveis e metais de solda austeníticos apresentam baixa solubilidade para o carbono na temperatura ambiente. A Figura 10 apresenta os limites de solubilidade do carbono na

fase gama em aços inoxidáveis contendo 18% de cromo e teores de níquel entre 0 e 40%. Nota-se que a solubilidade do carbono no sistema Fe-C pode ser reduzida de 0,8% para valores entre 0,01 e 0,02% com adição de 18% de cromo, a aproximadamente 723°C. Na temperatura ambiente, esse valor é reduzido para cerca de 0,006%C. Para teores mais elevados de carbono, o excesso é precipitado na forma de carbeto de cromo, principalmente do tipo $M_{23}C_6$, podendo também ocorrer a presença de outros tipos de carbeto como M_7C_3 e MC_6 .

FIGURA 10 - Influência do elemento níquel na solubilidade do carbono na austenita e precipitação do carbeto $M_{23}C_6$ em uma liga de ferro com 18% de cromo, conforme FOLKHARD (1988).

De acordo com WEISS & STICKLER (1972), o carbeto $M_{23}C_6$ tem estrutura cristalina cúbica de face centrada sendo constituído essencialmente pelo elemento cromo, com parâmetro de rede $a_0 = 10,63\text{\AA}$, podendo entretanto, ocorrer substituição parcial desse elemento por outros como o ferro e molibdênio, assumindo a nomenclatura dada por $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$. Segundo LAI et al. (1981), a composição química típica é composta por 57% de cromo, 18% de ferro, 13% de molibdênio e 5% de carbono, em peso, podendo variar em função das concentrações dos demais elementos presentes na liga.

Em aços inoxidáveis e metais de solda austeníticos, a cinética de precipitação de carbeto $M_{23}C_6$ ocorre mais rapidamente em interfaces ferrita-austenita do que no interior dos grãos, e o processo é acelerado com o acréscimo do teor de carbono da liga, conforme mostrado na Figura 11.

FIGURA 11 - Efeito do teor de carbono na precipitação do carbeto $M_{23}C_6$ em um aço inoxidável AISI-304, com 18%Cr e 9%Ni, conforme NOVAK (1977).

Uma vez que, o carbeto $M_{23}C_6$ possui cerca de três a quatro vezes a concentração de cromo presente na matriz, ocorre um decréscimo no teor de cromo em regiões vizinhas aos carbetos. Tais zonas podem ser novamente enriquecidas pela difusão de cromo do restante da matriz em temperaturas elevadas. Os coeficientes de difusão do cromo no ferro com estrutura cristalina cúbica de face centrada a 400 e 800°C são 10^{-18} e $10^{-13} \text{ cm}^2/\text{s}$ respectivamente, e são muito menores que os coeficientes de difusão do carbono no ferro com estrutura cristalina cúbica de face centrada, correspondente à 10^{-13} e $10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$, para as mesmas temperaturas.

Dessa forma, a normalização dos teores de cromo nas zonas adjacentes aos carbetos irá ocorrer somente em temperaturas mais elevadas, as quais são superiores às mencionadas na Figura 11 para ocorrer a precipitação dos carbetos $M_{23}C_6$.

Como a precipitação ocorre preferencialmente em contornos de grãos, tais zonas adjacentes tornam-se áreas susceptíveis à corrosão intergranular, devido ao fato de possuírem teores de cromo geralmente inferiores ao limite mínimo de 11,5% para exibirem a propriedade de resistência à corrosão.

BECKITT (1969), FARRAR & THOMAS (1983), FARRAR et al. (1985) e LEITNAKER (1982) têm observado a ocorrência de precipitação de carbetos do tipo $M_{23}C_6$ em interfaces de

austenita-ferrita delta. Em temperaturas da ordem de 700°C, BECKITT (1969) notou que a precipitação ocorria devido às concentrações favoráveis de cromo na ferrita delta e carbono na austenita presentes em um aço inoxidável contendo 25% de cromo, 8% de níquel e 0,88% de carbono, sem molibdênio e solubilizado por 0,5 horas a 1050°C.

O processo de transformação de fases em metais de solda do tipo 316 foi investigado por KEOWN & THOMAS (1981) envolvendo um metal de solda totalmente austenítico contendo 17% de cromo, 8% de níquel e 2% de molibdênio com 0,06% de carbono, e outro metal de solda com 5% de ferrita delta contendo 19% de cromo, 12% de níquel e 3% de molibdênio com 0,04% de carbono. Os metais de solda foram envelhecidos termicamente entre 538 e 800°C por períodos de tempo até 1.000 horas.

Os tratamentos térmicos após 300 horas a 600°C e 1 hora a 800°C, produziram somente o aparecimento de carbeto $M_{23}C_6$ no metal de solda totalmente austenítico.

No metal de solda contendo 5% de ferrita delta, após 1.000 horas a 538°C e 300 horas a 600°C, notou-se a presença de carbeto $M_{23}C_6$ na interface austenita-ferrita delta. Após cerca de 3 horas a 700°C, o material apresentou significativa mudança microestrutural com o aparecimento da fase sigma, fase Chi e fase Laves (η), (Fe_2Mo), com partículas de carbeto maiores que as observadas inicialmente a 538°C após 1.000 horas de tratamento. Como indicado na Figura 1, a precipitação da fase sigma inicia-se por volta de 821°C para teores de cromo em torno de 46% e apresentando uma expansão na faixa de composições com o abaixamento da temperatura. De acordo com FOLKHARD (1988), a presença da fase sigma é possibilitada pelo enriquecimento local de cromo e pelo elevado potencial de difusão desse elemento na ferrita delta, favorecendo a precipitação mais acelerada da fase sigma na ferrita do que na austenita. A presença da fase sigma contribui para a redução da tenacidade ao impacto e da resistência à corrosão intergranular do metal de solda.

De acordo com WEISS & STICKLER (1972), a fase sigma possui estrutura cristalina tetragonal apresentando como parâmetros de rede $a_0 = 8,828\text{\AA}$ e $c_0 = 4,597\text{\AA}$ e composição química típica podendo conter em torno de 55% de ferro, 29% de cromo 11% de molibdênio e 5% de níquel, em peso. Enquanto que, a fase Chi (χ) possui estrutura cristalina cúbica de corpo centrado apresentando parâmetro de rede $a_0 = 8,878\text{\AA}$ e composição química típica média em torno de 52% de ferro, com 21% de

cromo, 22% de molibdênio e 5% de níquel com fórmula do tipo $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$. A presença da fase Chi também foi notada por LAI & HAIGH (1979) em amostras de metal de solda do tipo 316 envelhecidas por 100 horas a 800°C.

A fase Laves (η) tem estrutura cristalina do tipo hexagonal com parâmetros de rede $a_0 = 4,731\text{\AA}$ e $c_0 = 7,72\text{\AA}$, sendo constituída por 38% de ferro, 11% de cromo, 45% de molibdênio e 6% de níquel.

Por comparação, KEOWN & THOMAS (1981) utilizaram também um metal de solda com 17% de cromo, 8% de níquel e 2% de molibdênio com 0,06% de carbono. O metal de solda fazia parte de um componente de um sistema para geração de energia, utilizado por 123.000 horas (~14 anos) a 571°C. A análise do material revelou somente a presença de carbetos de cromo e nenhuma outra fase precipitada.

SLATERY et al. (1983) têm mostrado que ambas as fases sigma e Chi podem ocorrer dependendo da temperatura, do tempo de exposição, da composição química e da presença ou não da ferrita delta e salientam ainda que, a ferrita delta sendo mais rica em cromo e molibdênio que a austenita, está próxima dos limites das composições químicas das fases sigma e Chi, favorecendo a transformação cristalográfica durante o envelhecimento. Tais afirmações parecem concordar com os resultados obtidos por KEOWN & THOMAS (1981) envolvendo o material totalmente austenítico com a matriz menos rica em cromo e molibdênio e portanto, menos favorável para a ocorrência de nucleação de fases intermetálicas, como observado no material retirado após 123.000 horas de operação em serviço a 571°C.

Tais resultados convergem para as observações realizadas por FARRAR (1985), GILL et al. (1986) e GILL et al. (1989) investigando o processo de transformação de fases em metais de solda inoxidáveis do tipo 316L.

GILL et al. (1989) observaram a cinética de crescimento da fase sigma e de carbetos M_{23}C_6 nas temperaturas de 500, 600 e 700°C por períodos de tempo até 5.000 horas. Os precipitados foram analisados por difração de raios X. Para todas as temperaturas foi constatado um aumento generalizado das quantidades de fases secundárias com os tempos de envelhecimento.

Inicialmente, na condição como soldado, o metal de solda 316L contendo 19,1% de cromo, 13,8% de níquel, 2,59% de

molibdênio e 0,015% de carbono e índice de ferrita delta correspondente a 7,1FN, apresentou uma microestrutura composta essencialmente de austenita e ferrita delta. Para a temperatura de 500°C, ocorreu a formação da fase sigma, da fase Chi e carbeto para todos os períodos de tempo investigados. Nas temperaturas de 600 e 700°C, foi notada somente a presença de carbeto e da fase sigma com ausência da fase Chi. As Figuras 12 e 13 representam o esquema da cinética de crescimento da fase sigma e de carbeto $M_{23}C_6$, respectivamente.

O crescimento de carbeto é acentuado em todas as temperaturas, mas a 600°C os carbeto formados se dissolvem a partir de períodos de tempo superiores a 200 horas e a 700°C para períodos superiores a 20 horas.

FIGURA 12 - Cinética de crescimento da fase sigma a 600 e 700°C, em metal de solda inoxidável austenítico do tipo 316L, conforme GILL et al. (1989).

A solubilidade do carbono na matriz austenítica aumenta quando os teores de cromo e molibdênio são decrescidos devido à precipitação da fase sigma, levando a uma condição de

desestabilização dos carbeto. Entretanto, os carbeto não desaparecem por completo mesmo após o metal de solda ter sido submetido por um período de 5.000 horas a 700°C, afirmam GILL et al. (1989). É interessante notar que, as inflexões observadas nas Figuras 12 e 13 correspondem aos valores referentes aos períodos de tempo de envelhecimento para os quais inicia-se a dissolução parcial de carbeto $M_{23}C_6$, como mostrado na Figura 13. Tais observações reforçam a hipótese de que a fase sigma também cresce às custas do processo de dissolução de carbeto, concordando com as afirmações de WEISS & STICKLER (1972).

FIGURA 13 - Quantidade de carbeto $M_{23}C_6$ em metal de solda 316L após envelhecimento a 500, 600 e 700°C, conforme GILL et al. (1989).

A fase Chi foi notada por GILL et al. (1989) somente após 200 horas a 500°C e não foi observada em temperaturas mais elevadas. A supressão da fase Chi em temperaturas mais elevadas pode ter ocorrido devido ao crescimento preferencial da fase sigma, o qual é facilitado pelo baixo teor de carbono (0,015%) existente na liga.

A presença de elementos de liga como o titânio e nióbio em metais de solda austeníticos também provocam mudanças no processo de transformação de fases em temperaturas elevadas. São elementos formadores de carbeto, sendo utilizados para promoverem a retenção de carbono na forma de carbeto estáveis de titânio (TiC) e de nióbio (NbC), reduzindo a precipitação de carbeto $M_{23}C_6$ em contornos de grãos e limitando a susceptibilidade à corrosão intergranular.

O efeito do nióbio com relação à fixação de carbono é observado por exemplo, no tratamento térmico de solubilização a 1050°C de um aço inoxidável contendo 18% de cromo e 8% de níquel com nióbio. Nessa temperatura, os carbeto do tipo NbC permanecem estáveis concomitantemente com a dissolução parcial da ferrita residual e da fase sigma na matriz austenítica. No resfriamento subsequente, esse estado permanece até a temperatura ambiente.

Para produzir um processo mais eficiente de fixação do carbono, o teor de nióbio deve seguir a razão estequiométrica de no mínimo oito vezes o teor de carbono, conforme a fórmula química do carbeto NbC. Quando elevadas taxas de resfriamentos são empregadas em metais de solda contendo nióbio, deve-se utilizar maiores concentrações desse elemento para favorecer o processo de fixação do carbono na forma de carbeto estáveis.

Dependendo da composição química do metal de solda investigado, FOLKHARD (1988) salienta que os principais tipos de precipitados observados após exposição prolongada na faixa de temperatura entre 550 e 850°C são carbeto do tipo NbC, carbonitretos Nb(CN), carbeto mistos Nb_3Fe_3C e fase Laves Fe_2Nb . De acordo com HULL (1973), é importante mencionar que o efeito do nióbio na formação da fase sigma é bastante similar ao do molibdênio.

SENIOR (1988) investigando o processo de transformação de fases em juntas soldadas de aço inoxidável austenítico AISI - 321 com cordões de solda dos tipos 347 com nióbio e 316 com molibdênio, observou uma quantidade variada de produtos das transformações com os efeitos do tempo e da temperatura.

As juntas soldadas receberam as denominações H para as amostras expostas a 650°C por 50.000 horas (~5,7 anos) e C para as amostras expostas a 550°C por 50.000 horas, em serviço.

Utilizando técnicas de microscopia eletrônica de transmissão e de varredura com sistema de microanálise, SENIOR (1988) observou que no metal de solda 316C, contendo entre 1,8 e 2,9% de ferrita delta, havia a presença de carbeto do tipo $M_{23}C_6$ e pequena quantidade de partículas de $Ti(C,N)$.

A solda 316H, com cerca de 0,04% de ferrita delta, apresentou extensiva quantidade de fase sigma e partículas do tipo $Ti(C,N)$ além de partículas finamente dispersas de Fe_2Mo , principalmente em regiões adjacentes aos carbeto $M_{23}C_6$. Esses carbeto apresentaram-se com tamanho mais avantajado que aqueles observados na solda 316C.

No metal de solda 347C, contendo entre 1,2 e 4,5% de ferrita delta, foi observada a presença de fase sigma, carbeto $M_{23}C_6$, $Ti(C,N)$, NbC e $(Ti,Cr)_2Nb$. No metal de solda 347H, contendo entre 0,5 e 1,1% de ferrita delta, foi notada também a presença de carbeto M_6C além das fases presentes na solda 347C.

Segundo SENIOR (1988), a caracterização dos precipitados presentes nos metais de solda 347H e 316H em comparação com os metais de solda 347C e 316C, sugere que a transformação da ferrita delta ocorre inicialmente com a formação do carbeto $M_{23}C_6$, seguida pela transformação da ferrita residual em fase sigma. Em seguida, a transformação da ferrita produz uma expressiva quantidade de carbeto do tipo M_6C no metal de solda 347H. Embora CIHAL & JEZEK (1964) afirmem que a precipitação de carbeto ricos em nióbio do tipo M_6C ocorra frequentemente em aços inoxidáveis do tipo 347, o estudo de SENIOR (1988) revela que o composto $(Ti,Cr)_2Nb$ forma-se preferencialmente, suprimindo a formação do carbeto M_6C em temperaturas de exposição inferiores.

À título de demonstração, HORTON et al. (1982) e FARRAR et al. (1985) investigando o fenômeno de transformação de fases e precipitação em metais de solda austeníticos, publicaram curvas do tipo TTP (Tempo-Temperatura-Precipitação) para os metais de solda 19%Cr-12%Ni-3%Mo e 17%Cr-8%Ni-2%Mo, como mostrado nas Figuras 14 e 15, respectivamente. Para efeito de comparação, a Figura 16 mostra a curva TTP para o aço inoxidável AISI 316, conforme LAI (1983a).

Nota-se que as velocidades de precipitação do carbeto $M_{23}C_6$ e fases intermetálicas são maiores para os metais de solda do que para o aço inoxidável. De acordo com SMITH & FARRAR (1993), o aumento registrado nas velocidades de precipitação é provocado pelos níveis mais elevados de cromo

e molibdênio presentes na ferrita delta dos metais de solda. Pode-se observar também, por consequência, que a precipitação é mais acentuada no metal de solda contendo teores mais elevados de cromo e molibdênio.

FIGURA 14 - Diagrama Tempo-Temperatura-Precipitação para o metal de solda com 19%Cr-12%Ni-3%Mo, conforme HORTON et al. (1982).

FIGURA 15 - Diagrama Tempo-Temperatura-Precipitação para o metal de solda 17%Cr-8%Ni-2%Mo, conforme FARRAR et al. (1985).

FIGURA 16 - Diagrama Tempo-Temperatura-Precipitação para o aço inoxidável AISI-316 solubilizado à 1100°C por 0,5 horas, conforme LAI (1983a).

De acordo com SMITH & FARRAR (1993), estudos da cinética de transformação da ferrita delta em fases intermetálicas e precipitação de carbeto em metais de solda austeníticos, revelam que é necessário um controle cuidadoso da composição química baseado nos níveis de elementos constituintes principalmente do cromo, níquel, molibdênio e carbono. O controle da composição química visa ainda a otimização dos parâmetros de diversas propriedades mecânicas de metais de solda austeníticos.

3.4 - Propriedades Mecânicas

3.4.1 - Propriedades Mecânicas de Tração

Numerosas pesquisas têm sido publicadas sobre propriedades mecânicas de tração envolvendo metais de solda inoxidáveis austeníticos. Entre outras, destacam-se as pesquisas de BERGGREN et al. (1978), DeLONG (1974), FARRAR (1985), FOULDS et al. (1983), GILL et al. (1989), GOWRISANKAR et al. (1987),

KING et al. (1974), PIATTI & VEDANI (1990), POLGÁRY (1985), STEICHEN & WARD (1975), THOMAS (1979), THOMAS & POOLE (1955), THOMAS & YAPP (1978) e WARD (1975).

3.4.1.1. - Condição Como-Soldado

As propriedades mecânicas de tração de aços inoxidáveis têm sido alvo de muitas pesquisas. IRVINE et al. (1969) por exemplo, tem derivado uma série de relações empíricas para estimar o limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) e limite de resistência à tração (σ_t) na temperatura ambiente, de acordo com a Eq. (4) e Eq. (5), respectivamente.

$$\sigma_{0,2\%} = 15,4[4,4 + 23(C) + 1,3(Si) + 0,24(Cr) + 0,94(Mo) + 1,2(V) + 0,29(W) + 2,6(Nb) + 1,7(Ti) + 0,82(Al) + 32(N) + 0,16(\% \text{ ferrita delta}) + 0,46d^{-0,5}], \text{ (MPa)} \quad (4)$$

$$\sigma_t = 15,4[29 + 35(C) + 55(N) + 2,4(Si) + 0,11(Ni) + 1,2(Mo) + 5,0(Nb) + 3,0(Ti) + 1,2(Al) + 0,14(\% \text{ ferrita delta}) + 0,82t^{-0,5}], \text{ (MPa)} \quad (5)$$

onde:

d : tamanho de grão austenítico, (mm);

t : espaçamento entre maclas, (mm).

(M): % em peso do metal M.

Para metais de solda, o processo para o estabelecimento de relações entre composição química e propriedades mecânicas, é mais complexo, pois podem ser afetadas por diversos fatores como por exemplo, pelo efeito da diluição da chapa base; tipos de eletrodo, fluxo e gás utilizados no processo de soldagem; quantidade, distribuição e morfologia da ferrita delta; geometria do cordão de solda; posição de extração e geometria do corpo de prova para ensaio mecânico; ou tratamento térmico pós-soldagem.

Contudo, WOOD (1981) realizou uma revisão dos resultados referentes às propriedades mecânicas de tração de metais de solda austeníticos depositados pelo processo de soldagem MMAW

(Manual Metal Arc Welding), e com base nos valores médios obtidos formulou equações para o cálculo estimativo do limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) e limite de resistência à tração (σ_t) em temperaturas elevadas, representadas pelas Eq. (6) à Eq. (9).

a) Metais de solda com adição de molibdênio:

$$\sigma_{0,2\%} = 460,4 - 0,6571T + 0,12974 \times 10^{-2}T^2 - 0,12307 \times 10^{-5}T^3, \text{ (MPa)} \quad (6)$$

$$\sigma_t = 615,1 - 1,1T + 0,29638 \times 10^{-2}T^2 - 0,30254 \times 10^{-5}T^3, \text{ (MPa)} \quad (7)$$

onde T é a temperatura em °C.

b) Metais de solda sem adição de molibdênio:

$$\sigma_{0,2\%} = 433,5 - 0,6584T + 0,13987 \times 10^{-2}T^2 - 0,14373 \times 10^{-5}T^3, \text{ (MPa)} \quad (8)$$

$$\sigma_t = 621,2 - 1,418T + 0,33533 \times 10^{-2}T^2 - 0,30888 \times 10^{-5}T^3, \text{ (MPa)} \quad (9)$$

onde T é a temperatura em °C.

As curvas representativas dos valores médios para o limite de escoamento e limite de resistência à tração estão mostradas nas Figuras 17 e 18. As curvas propostas por WOOD (1981) para os dados referentes à deformação de metais de solda austeníticos, com base nos valores experimentais analisados, estão representadas na Figura 19. Dados experimentais para o aço inoxidável AISI-304 e AISI-316 também foram incluídos por WOOD (1981), para efeito de comparação.

FIGURA 17 - Curvas representativas para valores médios para o limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$), para metais de solda e aços inoxidáveis austeníticos AISI-304 e AISI-316, conforme WOOD (1981).

FIGURA 18 - Curvas representativas para valores médios para o limite de resistência à tração (σ_t), para metais de solda e para o aço inoxidável austenítico AISI-316, conforme WOOD (1981).

FIGURA 19 - Curvas representativas para valores médios para a deformação total em tração de metais de solda e para os aços inoxidáveis austeníticos AISI-304 e AISI-316, conforme WOOD (1981).

Analisando-se as Figuras 17, 18 e 19 pode-se destacar as seguintes observações:

(i): Os valores projetados para o limite convencional de escoamento de metais de solda austeníticos, com e sem adição de molibdênio, são substancialmente superiores aos valores projetados para os aços inoxidáveis AISI-304 e 316.

(ii): A curva que representa os valores médios para o limite de resistência à tração de metais de solda austeníticos contendo molibdênio, é similar à curva que representa os valores médios para o aço inoxidável AISI-316.

(iii): A faixa englobando os valores médios experimentais para a deformação provocada pelo efeito da temperatura em metais de solda austeníticos, com e sem molibdênio, está significativamente abaixo das curvas representando os dados experimentais para os aços inoxidáveis AISI-304 e 316.

Em aços inoxidáveis austeníticos, IRVINE et al. (1969) têm mostrado que a presença de ferrita delta provoca um acréscimo nos valores para o limite convencional de escoamento, estando associado ao mecanismo de endurecimento quando provocado pela fina dispersão da fase ferrítica e pelo refinamento do tamanho de grão austenítico.

SMITH & FARRAR (1993) admitem que existe uma carência de estudos sistemáticos sobre o efeito da ferrita delta nas propriedades mecânicas de metais de solda austeníticos. DeLONG (1974) já declarava que mudanças nos parâmetros de resistência mecânica estão também associados à presença de ferrita delta e não somente devido à mudanças na composição química de metais de solda austeníticos.

PIATTI & VEDANI (1990) demonstraram que a localização de extração e geometria de corpos de prova para avaliação das propriedades mecânicas de tração, também exercem influência nos valores dos parâmetros de resistência e ductilidade de metais de solda austeníticos depositados pelo processo de soldagem a arco submerso de múltiplos passes.

Foram investigados metais de solda retirados do centro do depósito de solda e da raiz da solda, como esquematizado na Figura 20. Os corpos de prova apresentavam formato cilíndrico e foram denominados por B (centro da solda) com diâmetro de 10mm e comprimento útil de 50mm, e E (raiz da solda) com diâmetro de 4mm e comprimento útil de 20mm.

As composições químicas dos metais de solda assim como da chapa base estão apresentadas na Tabela 2.

Os resultados dos ensaios de tração na temperatura ambiente e a 400°C estão apresentados na Tabela 3.

FIGURA 20 - Esquema mostrando a localização da retirada de corpos de prova para ensaios mecânicos de tração de metais de solda tipo B (centro da solda) e tipo E (raiz da solda), conforme PIATTI & VEDANI (1990).

TABELA 2 - Composições químicas da chapa base e de metais de solda, conforme PIATTI & VEDANI (1990). Valores em % em peso (*).

Material	Cr	Ni	Mo	C	Si	Mn	Ti	Nb	P	S
Chapa base	16,90	12,3	2,48	0,052	0,34	1,67	0,006	0,008	0,020	0,009
Depósito B	17,33	11,24	2,54	0,003	0,67	0,99	0,003	0,009	0,037	0,029
Depósito E	17,80	11,75	2,49	0,003	0,48	1,52	0,003	0,012	0,031	0,027

(*) - Chapa base (0,082%N), depósitos B e E (0,007%N).

TABELA 3 - Propriedades mecânicas de tração para a chapa base e metais de solda, na temperatura ambiente e a 400°C, conforme PIATTI & VEDANI (1990).

Material	Temperatura T (°C)	Limite de Escoamento $\sigma_{0,2}$ (MPa)	Limite de Res. Tração σ_t (MPa)	Deformação (%)	Relação $\sigma_{0,2}/\sigma_t$
Chapa base	20	277	587	61,8	0,47
	400	155	495	47,7	0,31
Depósito B	20	470	585	45,5	0,80
	400	352	455	27,4	0,77
Depósito E	20	615	670	37,5	0,92
	400	440	487	31,0	0,90

Comparando-se os dados referentes aos metais de solda com os da chapa base, nota-se que o metal de solda extraído do centro do depósito (B) exibe valores superiores em 70% ou mais, para o limite de escoamento e valores inferiores para a deformação total em ambas as temperaturas analisadas, chegando a atingir cerca de 74% de redução em 400°C, e valores comparáveis para o limite de resistência à tração a 20°C e inferiores em cerca de 8% a 400°C.

Os resultados obtidos para o limite de escoamento para o metal de solda extraído da raiz da solda (E) são cerca de 25% superiores aos valores para o metal de solda extraído do centro do depósito (B) e cerca de 2 a 3 vezes os valores para o limite de escoamento da chapa base. Os valores para o limite de resistência à tração estão próximos dos encontrados para o depósito B e chapa base, não variando mais que 7 a 14%.

Valores para a deformação foram relativamente próximos aos do metal de solda tipo B, contudo foram inferiores cerca de 60% aos valores obtidos para a chapa base.

PIATTI & VEDANI (1990) demonstraram ainda que, a razão entre o limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) e o limite de resistência à tração (σ_t), atua como parâmetro da capacidade de fortalecimento do metal de solda. Nota-se que a razão $\sigma_{0,2\%}/\sigma_t$ para os metais de solda B e E é superior à da chapa base em ambas as temperaturas investigadas. Outro fator relevante que pode ter contribuído para as diferenças observadas para o limite de escoamento e ductilidade entre os metais de solda e a chapa base, reside provavelmente no teor de ferrita delta presente nos diferentes locais para retirada dos corpos de prova, porém, não foi feita nenhuma investigação nesse sentido.

Convém salientar que a chapa base possui teores mais elevados de carbono e nitrogênio que os metais de solda, os quais contribuem para endurecimento por solução sólida, compensando parcialmente a diferença provocada pelos ciclos térmicos oriundos do processo de soldagem por múltiplos passes.

GOWRISANKAR et al. (1987) têm divulgado diferenças nas propriedades mecânicas do cordão de solda tipo 316L, as quais foram provocadas por mudanças na distribuição de ferrita delta induzidas pela variação no número de passes durante o processo de soldagem a arco submerso. GOWRISANKAR et al.

(1987) observaram que à medida em que ocorria um aumento no número de passes de 5 para 13, ocorria um acréscimo na quantidade de ferrita delta presente na raiz da solda de 2,5 para 7,0FN.

Os dados referentes às propriedades mecânicas de tração obtidos para os metais de solda ensaiados na temperatura ambiente e a 500°C, estão mostrados na Tabela 4.

TABELA 4 - Propriedades mecânicas de tração para o metal de solda tipo 316L na temperatura ambiente e a 500°C, conforme GOWRISANKAR et al. (1987).

Material	Nº. de Passes	Temperatura T (°C)	Limite de Escoamento $\sigma_{0,2}$ (MPa)	Limite de Res. Tração σ_t (MPa)	Deformação (%)	Redução de Área (%)
Solda A	5	20	332	533	53	61
		500	199	403	33	44
Solda B	9	20	354	543	51	53
		500	228	411	31	43
Solda C	13	20	406	565	40	43
		500	302	441	26	30

Nota-se que os valores para o limite de escoamento e limite de resistência à tração sofreram um decréscimo com a redução do número de passes, entre 2 e 14% a 20°C e entre 2 e 37% a 400°C, e consequentemente com a diminuição do teor de ferrita delta, enquanto que, os valores para os parâmetros de ductilidade sofreram um acréscimo gradual.

WARD (1975) tem mostrado que a ductilidade de metais de solda austeníticos é dependente e possivelmente controlada pela morfologia e distribuição da ferrita delta. WARD (1975) lembra ainda a difícil possibilidade de isolar o efeito da ferrita delta e composição química devido aos inúmeros efeitos provocados por tensões de soldagem e deformação induzida por ciclos térmicos. Tais observações são confirmadas por KING et al. (1974) que mostraram, por exemplo, que os parâmetros de resistência e ductilidade de metais de solda austeníticos podem inclusive variar em função da espessura do cordão de solda.

POLGÁRY (1985) afirma que no metal de solda 18%Cr-12%Ni-(2-3)%Mo, que uma variação no teor de ferrita delta correspondente a 1,0% resulta num aumento de 7 a 12MPa no

limite de escoamento, enquanto que, para os metais de solda dos tipos 16%Cr-8%Ni-2%Mo e 18%Cr-10%Ni, o efeito é menos pronunciado.

O efeito da ferrita delta nos parâmetros de ductilidade de metais de solda austeníticos tem sido alvo de controvérsia. DeLONG (1974) apresenta valores para a deformação que sofreram um acréscimo devido à presença de ferrita delta, enquanto que, GOWRISANKAR et al. (1987) têm observado o oposto. BERGGREN et al. (1978) e POLGÁRY (1985) têm mostrado que valores máximos para a deformação de metais de solda são obtidos quando apresentam teores de ferrita delta variando entre 5,0 e 7,0FN. SMITH & FARRAR (1993) sugerem ainda que tais diferenças provocadas pelo efeito da ferrita delta na ductilidade podem estar também associados à presença e distribuição de inclusões nos metais de solda.

3.4.1.2 - Efeito do Envelhecimento Térmico

Outra importante consideração no projeto de componentes envolvendo metais de solda austeníticos para operação em temperaturas elevadas é a perda parcial das propriedades mecânicas durante tratamentos térmicos pós-soldagem ou durante exposição prolongada em serviço.

Os efeitos provocados nas propriedades mecânicas de tração pelo envelhecimento térmico entre 600 e 800°C para períodos de tempo até 3.000 horas, em metais de solda dos tipos 19%Cr-12%Ni-3%Mo e 17%Cr-8%Ni-2%Mo, têm sido publicados por THOMAS & KEOWN (1982). Em geral, tempos curtos de envelhecimento (< 300 horas) resultam em pequenas reduções no limite convencional de escoamento. Após longos períodos de tempo (> 3.000 horas) ocorre um aumento gradual nos limites de escoamento e de resistência à tração, com efeito mais pronunciado em temperaturas maiores, possivelmente associado aos efeitos de dissolução da ferrita delta e precipitação de carbeto, mencionam SMITH & FARRAR (1993).

De acordo com POLGÁRY (1985), o efeito provocado pela formação de fases secundárias nos parâmetros de ductilidade de metais de solda austeníticos é bastante acentuado.

Estudos de GILL et al. (1989) envolvendo metal de solda do tipo 19%Cr-12%Ni-3%Mo têm estabelecido que a quantidade e morfologia da fase sigma é um importante fator na determinação dos níveis de resistência mecânica e deformação

no alongamento. Mudanças sensíveis nos parâmetros de resistência mecânica foram observados na faixa de 500 a 700°C em amostras retiradas ao longo do cordão de solda do tipo 316L realizado pelo processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding).

GILL et al. (1989) observaram um incremento nos valores do limite convencional de escoamento após 200 horas de envelhecimento a 600°C devido provavelmente, ao reforço no teor de carbono da matriz austenítica em função da dissolução de carbeto formados inicialmente, conforme mostrado na Figura 21. Embora na temperatura de 700°C também tenha ocorrido uma dissolução após 20 horas de envelhecimento, não foi notado nenhum aumento nos valores do limite convencional de escoamento.

FIGURA 21 - Incremento nos parâmetros de limite de resistência à tração (σ_t) e limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) para o metal de solda 19%Cr-12%Ni-3%Mo, a partir da condição como-soldado, conforme GILL et al. (1989).

De acordo com GILL et al. (1989), a presença da fase sigma parece exercer um duplo efeito na resistência mecânica do metal de solda, pois diminui a resistência mecânica da

austenita pelo consumo de cromo e molibdênio para a sua formação, porém aumenta a resistência mecânica do metal de solda quando ainda finas partículas da fase sigma estão distribuídas na matriz. Assim, deveria ocorrer um aumento constante nos valores do limite de resistência à tração, entretanto, a fase sigma é frágil e não suporta deformações elevadas. GILL et al. (1989) observaram então que os máximos valores para o limite de resistência à tração ocorria para o metal de solda contendo cerca de 6% de fase sigma nas temperaturas de 600 e 700°C, como mostrado na Figura 22.

FIGURA 22 - Incremento no parâmetro de limite de resistência à tração (σ_t) em função da quantidade de fase sigma formada a 600 e 700°C, conforme GILL et al. (1989).

O decréscimo nos valores que expressam a resistência mecânica foi explicado em função do processo de esferoidização da fase sigma para concentrações mais elevadas. Como mencionado anteriormente, a fase sigma é frágil e não deformável e à medida em que ocorre um aumento da sua fração volumétrica a 600 e 700°C, ocorre uma redução brusca na ductilidade do metal de solda, como observado na Figura 23.

FIGURA 23 - Incremento no parâmetro de deformação a partir da condição como-soldado em função do tempo de envelhecimento para 500, 600 e 700°C, conforme GILL et al. (1989).

THOMAS & YAPP (1978) também descreveram alguns resultados obtidos pelo efeito provocado por envelhecimento térmico nas propriedades mecânicas de tração do metal de solda tipo 316. Foi realizada uma correlação entre a transformação da ferrita delta e as propriedades de tração na temperatura de 600°C após envelhecimento nas temperaturas de 600, 700 e 800°C, por períodos de tempo até 1.000 horas.

Utilizando processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW - Shielded Metal Arc Welding), THOMAS & YAPP (1978) obtiveram cordão de solda com composição química correspondente à 17,6%Cr-11,1%Ni-2,46%Mo-0,03%C, em peso, contendo um índice para o teor de ferrita delta em torno de 4,5FN.

Os valores obtidos para o limite de escoamento e limite de resistência à tração para o cordão de solda a 600°C em função do tempo de envelhecimento, estão mostrados na Figura 24. Fica evidente que o tratamento de envelhecimento afeta as propriedades mecânicas do cordão a partir da condição como-soldado.

FIGURA 24a - Efeito do envelhecimento térmico no limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) e limite de resistência à tração a 600°C, conforme THOMAS & YAPP (1978).

Nota-se que o limite convencional de escoamento é reduzido consideravelmente após 3,0 horas em todas as temperaturas de tratamento, mantendo-se praticamente constante para cada nível de temperatura e, em níveis decrescentes à medida que a temperatura aumenta. Para o limite de resistência à tração, o comportamento mostrou-se de forma diferente apresentando um acréscimo nos valores do parâmetro de resistência a partir de 3,0 horas a 700 e 800°C, com níveis crescentes à medida que aumenta a temperatura.

O efeito do envelhecimento na ductilidade do cordão de solda está representado pela redução de área na fratura, como mostrado na Figura 24b. Nota-se um aumento inicial nos valores da redução de área para cada nível de temperatura após 3,0 horas de envelhecimento, sendo que a 600°C o aumento na redução de área permaneceu para tempos maiores enquanto que, a 700 e 800°C ocorreu um decréscimo para períodos de tempo superiores a 3,0 horas de tratamento.

THOMAS & YAPP (1978) notaram ainda que, a transformação da ferrita delta inicia-se lentamente atingindo cerca de 50% após 700 horas e 90% após 1.000 horas a 600°C, produzindo como resultado a precipitação de carbeto do tipo $M_{23}C_6$. Em temperaturas mais elevadas, a transformação da ferrita delta ocorre mais rapidamente e chega a atingir 100% após 10 horas de tratamento a 800°C. Para essa condição foram observados, além dos carbeto, também extensiva quantidade da fase intermetálica χ . Após períodos maiores de tempo, cerca de 300 horas, foi observada significativa quantidade de fase sigma.

FIGURA 24b - Efeito do envelhecimento térmico na redução de área a 600°C, conforme THOMAS & YAPP (1978).

A partir dos resultados obtidos, THOMAS & YAPP (1978) declaram que os parâmetros de resistência mecânica parecem ser regidos por um balanceamento entre os processos de recuperação da estrutura cristalina e precipitação. A partir da Figura 24a, pode-se observar que os valores para o limite de escoamento do cordão na condição como-soldado é superior aos das amostras envelhecidas. Nos estágios iniciais de tratamento até 3,0 horas, o metal de solda sofre um alívio de tensão. A partir de 3,0 horas de exposição a 600°C, o limite de escoamento sofre um decréscimo passando de 270 para 240MPa, com cerca de 8% de ferrita delta transformada. Após 3,0 horas a 800°C, o limite de escoamento sofre um decréscimo maior, passando de 270 para 190MPa com 90% de ferrita transformada. THOMAS & YAPP (1978) acreditam que os aumentos provocados nos valores para o limite de resistência à tração após cerca de 3,0 horas nas temperaturas de 700 e 800°C, estejam associados à movimentação de discordâncias e consequentemente ao trabalho de endurecimento no metal de solda, o qual apresentou uma quantidade mais elevada de precipitados finamente dispersos do que o metal de solda original.

Comportamento semelhante nas propriedades mecânicas de resistência à tração de cordões de solda austeníticos com nióbio sob o efeito de tratamentos térmicos de envelhecimento, foi obtido por THOMAS & POOLE (1955), utilizando como chapa base um aço inoxidável austenítico do tipo AISI-347 e cinco tipos de eletrodos cujas composições químicas estão apresentadas na Tabela 5.

Os ensaios de tração transcorreram na temperatura ambiente envolvendo amostras na condição como-soldado e envelhecidas por 8 e 100 horas nas temperaturas de 593, 704, 843 e 926°C.

TABELA 5 - Composições químicas da chapa base e de eletrodos, conforme THOMAS & POOLE (1955). Valores em % em peso.

Material	Cr	Ni	C	Mn	Si	Nb	P	S	%Ferrita (*)
Chapa Base	17,92	10,74	0,070	1,60	0,62	0,84	0,030	0,021	(**)
A	19,22	9,31	0,080	1,55	0,44	0,71	0,017	0,012	7
B	19,09	13,02	0,087	1,49	0,33	0,74	0,017	0,013	-
C	19,09	13,06	0,115	1,32	0,45	0,70	0,019	0,013	-
D	19,22	9,27	0,080	1,55	0,42	0,64	0,017	0,010	7
F	18,92	10,53	0,036	0,73	0,26	-	0,021	0,018	4

(*) Calculado pelo diagrama de Schaeffler.

(**) Não consta.

De todas as composições estudadas, os maiores índices para o limite de resistência à tração foram obtidos para temperatura de 704°C para exposições por 8 e 100 horas, correspondendo simultaneamente aos menores valores para a deformação. De uma forma geral, para todas as condições de tempo e temperatura, os níveis para este parâmetro de ductilidade foram iguais ou superiores a 30% para todas as composições analisadas. Para efeito de ilustração, os resultados dos ensaios de tração para os depósitos de solda com as composições B, D e F a partir da condição como-soldado para 100 horas de exposição, são apresentados na Figura 25.

(a) Composição B

(b) Composição D

(c) Composição F

FIGURA 25 - Efeito do envelhecimento térmico nas propriedades mecânicas de tração dos depósitos de solda com as composições (a) B, (b) D e (c) F, para 100 horas de exposição, conforme THOMAS & POOLE (1955). (■: Limite de Resistência à Tração, σ_t ; ●: Limite Convencional de Escoamento, $\sigma_{0,2\%}$; □: Redução de Área, e O: Deformação Total).

Nota-se que os maiores valores para o limite de resistência à tração foram obtidos para o depósito de solda com composição D, contendo 0,080%C e 7% de ferrita delta para todas as temperaturas investigadas. Enquanto que, os menores valores para o limite de resistência à tração e limite convencional de escoamento e maiores valores para a deformação, foram obtidos para o depósito com composição F, contendo 0,036%C e 4% de ferrita delta. O depósito totalmente austenítico com composição B, contendo 0,087%C, apresentou os menores valores para os parâmetros de ductilidade de todas as composições investigadas. Tais resultados parecem concordar com as observações de FOLKHARD (1988) sobre a redução nos valores dos parâmetros de resistência mecânica associada à redução nos teores de carbono e de ferrita delta em metais de solda estabilizados com nióbio.

3.4.2 - Propriedades Mecânicas de Fluência

No projeto de componentes soldados as tensões permitidas em temperaturas elevadas são frequentemente baseadas nas propriedades mecânicas do metal base. Consequentemente, torna-se necessário conhecer as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas do metal de solda. Alguns estudos têm sido realizados nessa área por BERGGREN et al. (1978), BINKLEY et al. (1974), EDMONDS et al. (1979), GOODWIN et al. (1972), HAIGH (1977), HAUSER & VANECHO (1982), KING et al. (1974), KLUEH & EDMONDS (1986), LAI (1991), LAI & HAIGH (1979), LEFÈBVRE et al. (1985), LLOYD et al. (1985), MANJOINE (1982), MARSHALL & FARRAR (1985), MATHEW et al. (1991), MATHEW et al. (1993) POLGÁRY (1985), OHASHI & HASHIMOTO (1979), OKANE & OSUMI (1972), ROWE & STEWART (1962), SENIOR (1990), THOMAS (1978), THOMAS et al. (1984) e SMITH & FARRAR (1993).

As propriedades mecânicas de fluência de metais de solda austeníticos podem exibir diferenças nos parâmetros de resistência mecânica relacionados com a composição química do metal de solda, teor e morfologia da ferrita delta, efeito do teor de carbono, adição de elementos residuais, tipos de eletrodos e insumo ou aporte de calor para o processo de soldagem, entre outros.

A influência de alguns destes fatores é discutida a seguir:

3.4.2.1 - Efeito do Teor de Ferrita Delta

BERGGREN et al. (1978), investigaram o efeito da variação do teor de ferrita delta na resistência à ruptura por fluência em metais de solda austeníticos do tipo 308 realizados pelo processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW - Shielded Metal Arc Welding) e contendo de 0,0 a 15,0% de ferrita delta. Foi utilizada como chapa base o aço inoxidável AISI-304. A Tabela 6 apresenta as composições químicas da chapa base e dos metais de solda.

O depósito de solda totalmente austenítico contendo 0,0% de ferrita delta, apresentou o nível mais elevado de resistência mecânica quando comparado com os demais depósitos de solda, conforme mostrado na Figura 26.

Nota-se que a dependência do tempo de ruptura com a tensão aplicada para a temperatura de 649°C apresenta todos os valores distribuídos dentro da faixa esperada para o aço inoxidável AISI-304, com exceção dos resultados para o metal de solda totalmente austenítico, os quais situaram-se acima do limite superior. Vale lembrar que o metal de solda totalmente austenítico contém o teor de carbono mais elevado (0,10%C) de todos os metais de solda analisados.

De uma forma geral, os maiores índices para os parâmetros de ductilidade foram conseguidos para os metais de solda com os menores índices de ferrita delta, chegando a atingir cerca de 50% de deformação total para o metal de solda com 5,0% de ferrita delta e tensão aplicada de 172MPa, e cerca de 70% de redução de área para o metal de solda com 2,0% de ferrita delta e tensão aplicada de 152MPa. Metais de solda com índices mais elevados de ferrita delta exibiram uma tendência em apresentar valores inferiores para a deformação e redução de área em fluência, conforme apresentado na Figura 27.

Entretanto, de acordo com SMITH & FARRAR (1993), os resultados obtidos por BERGGREN et al. (1978) apresentaram uma grande variação nos valores para a taxa mínima de deformação por fluência. POLGÁRY (1985) relata que, um aumento correspondente a 1,0% no teor de ferrita delta pode resultar em um aumento em torno de 1,0 ordem de magnitude na taxa mínima de deformação por fluência no estágio secundário a 650°C.

TABELA 6 - Composições químicas da chapa base e metais de solda do tipo 308, conforme BERGGREN et al. (1978). Valores em % em peso.

Material	Cr	Ni	C	Si	Mn	Mo	S	N	%Ferrita Nominal (*)
Chapa Base	18,72	9,02	0,024	0,66	-	0,29	0,026	-	-
Depósito A	19,60	10,10	0,100	0,56	2,2	0,25	0,021	0,059	0,0
Depósito B	20,00	11,00	0,058	0,57	2,3	0,34	0,021	0,053	2,0
Depósito C	20,30	10,50	0,052	0,70	1,8	0,29	0,019	0,049	5,0
Depósito D	19,80	10,30	0,055	0,66	1,6	0,27	0,017	0,049	7,0
Depósito E	20,30	10,40	0,054	0,67	1,7	0,30	0,019	0,054	10,0
Depósito F	20,60	10,10	0,057	0,83	1,4	0,29	0,027	0,058	15,0

(*) - Os teores medidos foram: 0,6; 2,8; 5,2; 6,2; 9,4 e 11,6%, respectivamente

FIGURA 26 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para metais de solda do tipo 308 a 649°C com diferentes teores de ferrita delta, conforme BERGGREN et al. (1978).

FIGURA 27 - Variação da (a) deformação e (b) redução de área, em função do teor nominal de ferrita delta para os metais de solda do tipo 308 a 649°C, conforme BERGGREN et al. (1978).

HAUSER & VANECHO (1982) obtiveram maior consistência nos valores para a taxa mínima de deformação no estágio secundário na faixa de 538 a 649°C para metais de solda do tipo 308 também depositados pelo processo de soldagem por eletrodo revestido. A variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada está representada na Figura 28 e a variação da taxa mínima de fluência em função da tensão aplicada está mostrada na Figura 29.

Nota-se que os melhores índices de resistência à fluência foram obtidos para os metais de solda contendo 2 e 6FN, e apresentando ainda comportamento similar na faixa de temperatura investigada. À medida em que o nível de ferrita

delta é aumentado para 16FN, a tendência é de apresentar níveis cada vez mais baixos para a resistência à fluência em tempos longos da ordem de 10.000 horas (~1,1 anos), principalmente na temperatura de 649°C.

FIGURA 28 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para os metais de solda tipo E308 com diferentes teores de ferrita delta, ensaiados em fluência nas temperaturas de 538, 593 e 649°C, conforme HAUSER & VANECHO (1982).

FIGURA 29 - Variação da taxa mínima de deformação por fluência no estágio secundário em função da tensão aplicada, conforme HAUSER & VANECHO (1982).

Os maiores níveis de ductilidade foram obtidos para os metais de solda contendo 6 e 10FN, atingindo um pico máximo com 35% de deformação e cerca de 55% de redução de área para o tempo de ruptura correspondente a 100 horas para a temperatura de 593°C, conforme mostrado na Figura 30.

FIGURA 30 - Relação entre (a) deformação e tempo de ruptura e (b) redução de área e tempo de ruptura, para metais de solda do tipo E308 ensaiados em fluência a 593°C, conforme HAUSER & VANECHO (1982).

No entanto, HAUSER & VANECHO (1982) não realizaram nenhuma comparação entre os resultados obtidos e as características microestruturais dos metais de solda estudados.

Uma análise comparativa dos resultados de fluência com as características microestruturais obtidas foi realizada por THOMAS et al. (1984) estudando o comportamento em fluência de metais de solda austeníticos do tipo 316L realizados pelo processo de soldagem a arco submerso (SAW). As composições químicas da chapa base e dos metais de solda estão apresentadas na Tabela 7.

THOMAS et al. (1984), observaram que a maior diferença no tempo de ruptura para as amostras estudadas ocorreu para o metal de solda nº.1 com 10,0% de ferrita delta, conforme mostrado na Figura 31. Contudo, permaneceu dentro dos limites de confiança para os valores obtidos para aço AISI-316 utilizado para comparação.

TABELA 7 - Composições químicas da chapa base e de metais de solda do tipo 316L, conforme THOMAS et al. (1984). Valores em % em peso.

Material	Cr	Ni	C	Si	Mn	Mo	P	S	%Ferrita
Chapa Base	17,0	11,17	0,024	0,38	1,47	2,42	0,017	0,021	-
Depósito 1	18,5	11,8	0,018	0,69	0,94	1,94	0,029	0,019	10,0
Depósito 2	19,9	11,2	0,032	0,75	1,24	2,25	0,026	0,014	20,0
Depósito 3	18,6	12,4	0,033	0,36	0,94	2,43	0,027	0,016	6,0
Depósito 4	19,3	12,4	0,040	0,66	0,65	2,40	0,028	0,019	8,0
Depósito 5	18,7	12,5	0,021	0,51	1,02	2,32	0,026	0,019	6,0
Depósito 6	19,5	12,0	0,026	0,57	1,48	2,27	0,030	0,019	12,0

FIGURA 31 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para metais de solda do tipo 316L a 600°C com diferentes teores de ferrita delta, conforme THOMAS et al. (1984).

Os resultados sugerem que o teor de ferrita delta entre 6 e 20% possam estar relacionados com as propriedades de resistência à fluência e diretamente associados com as transformações ocorridas durante a exposição prolongada na temperatura de 600°C.

De acordo com THOMAS & YAPP (1978), a cinética de transformação da ferrita delta original para metais de solda austeníticos pode ser descrita através da Eq. (10), dada a seguir:

$$\ln [-\ln(1 - X)] = 19,32 - 19.860/T + (\ln t)/2 \quad (10)$$

onde:

X: fração transformada de ferrita delta, (%);

T: temperatura, (K);

t: tempo de exposição na temperatura T, (h).

THOMAS et al. (1984) utilizaram seus resultados na Eq. (10) e observaram que o metal de solda nº.3 apresentou uma das menores taxas de transformação, cerca de 31%, dando origem à outras fases tais como carbeto do tipo $M_{23}C_6$ e fase sigma, enquanto que, o metal de solda nº.1 apresentou uma taxa superior de transformação da ferrita delta original, 53%, resultando no aparecimento de extensiva quantidade da fase sigma. THOMAS et al. (1984) acreditam que a elevada taxa mínima de fluência apresentada pelo metal de solda nº.1, possa estar diretamente associada à fase sigma fragilizante e aos baixos níveis de ductilidade observados.

Os resultados sugerem que os parâmetros de ductilidade até ruptura apresentem uma dependência com o teor de ferrita delta. O metal de solda nº.2 com cerca de 20% de ferrita delta original, por exemplo, exibiu os menores valores para a deformação total até ruptura em fluência de todos os metais de solda estudados. Nota-se de uma forma geral que, a ductilidade decresce com o aumento do tempo e da temperatura, conforme mostrado na Figura 32.

Comportamento semelhante foi observado por SENIOR (1990), que estudando o metal de solda do tipo 316 realizado pelo processo manual (MMAW), constatou que a resistência mecânica em fluência foi afetada pelas diferentes frações em peso da fase sigma e de carbeto presentes após ensaios de fluência. Investigando dois tipos de metais de solda, o Tipo-A com 19%Cr-12%Ni-3%Mo contendo 8,2% de ferrita delta original e o Tipo-B com 17%Cr-8%Ni-2%Mo contendo 5,2% de ferrita delta, SENIOR (1990) verificou que a resistência à fluência do metal de solda do Tipo-B foi superior à do Tipo-A, com período de duração até ruptura da ordem de 28.000 horas (~3,2 anos) contra 4.000 horas (~0,45 anos) para o mesmo nível de tensão de 180MPa a 600°C.

FIGURA 32 - Relação entre a deformação e o tempo de ruptura para metais de solda do tipo 316L a 600°C, conforme THOMAS et al. (1984).

SENIOR (1990), observou que após ensaios de fluência, a maior fração em peso da fase sigma (3,425%) no metal de solda do Tipo-A foi superior à do Tipo-B (1,95%), favorecendo a presença de maior intensidade de cavidades para baixos níveis de deformação e facilitando a propagação de trincas ao longo de interfaces austenita/ferrita delta. Foi constatado também que no metal de solda do Tipo-A, mais de 80% de ferrita delta já havia se transformado dentro de 100 horas na temperatura de 600°C, enquanto que, para o metal de solda do Tipo-B, apenas 75% de transformação havia ocorrido após 7.860 horas (~0,9 anos) na mesma temperatura. Tais observações concordam com os resultados de THOMAS (1978), os quais têm mostrado que as propriedades de ruptura por fluência são afetadas pela natureza e extensão dos produtos da transformação da ferrita delta original.

Utilizando metal de solda do tipo 316 também depositado pelo processo manual (MMAW), THOMAS (1978) obteve metais de solda com quatro níveis distintos de ferrita delta: 0,0; 0,5; 5,0 e 10,0%. As composições químicas da chapa base e dos metais de solda estão apresentadas na Tabela 8.

TABELA 8 - Composições químicas de metais de solda do tipo 316, conforme THOMAS (1978). Valores em % em peso.

Material	Cr	Ni	C	Si	Mn	Mo	P	S	%Ferrita Nominal (*)
A	17,20	13,00	0,04	1,10	2,20	2,71	0,02	0,02	0,0
B	18,27	16,06	0,04	0,41	3,48	2,76	0,02	0,01	0,5
C	16,90	8,12	0,05	0,42	2,50	2,00	0,02	0,01	5,0
D	18,80	12,50	0,03	0,80	0,96	3,20	0,02	0,02	10,0

(*) - Os teores medidos foram: 0,0; 1,5; 5,2 e 12,3FN, respectivamente.

O depósito (A), totalmente austenítico, apresentou os menores índices de resistência à fluência a 600°C, enquanto que, o metal de solda com 5,0% de ferrita delta apresentou a resistência mais elevada para a maioria dos níveis de tensão utilizados entre 204 e 240MPa, conforme mostrado na Figura 33. Comparando-se os resultados com os dados fornecidos pela ASTM -STP 226 (American Society for Testing and Materials), THOMAS (1978) observou um comportamento semelhante para os metais de solda do tipo 316 contendo 0,0; 3,0 e 7,0% de ferrita delta e ensaiados em fluência a 650°C, conforme mostrado na Figura 34. Ao contrário das observações realizadas por BERGGREN et al. (1978), nota-se que o metal de solda totalmente austenítico com 0,0% de ferrita delta, apresentou resultados abaixo dos valores padronizados para o parâmetro de resistência à fluência, confirmando as considerações de POLGÁRY (1985).

THOMAS (1978), afirma que a introdução de pequena quantidade de ferrita delta tenha contribuído para a intervenção do processo de crescimento de trincas. Para o metal de solda contendo 0,5% de ferrita delta, a fratura ocorreu para tempos maiores. As trincas nesses casos, salienta THOMAS (1978), ficaram confinadas em contornos de grãos e apresentaram fratura do tipo intergranular.

Para níveis mais elevados de ferrita delta, como por exemplo para 5,0%, os precipitados presentes se alojaram basicamente nos contornos das dendritas de ferrita deixando a matriz austenítica parcialmente livre de sítios para nucleação de cavidades envolvendo precipitados. A maior concentração de contornos dendríticos contribuiu para reduzir a propagação exagerada de trincas e aumentar a capacidade de acumular deformação local, traduzindo em tempos maiores de ruptura.

FIGURA 33 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para metais de solda do tipo 316 a 600°C com diferentes teores de ferrita delta, conforme THOMAS (1978).

FIGURA 34 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para os metais de solda do tipo 316 a 650°C com diferentes teores de ferrita delta, de acordo com a ASTM - STP 226, conforme THOMAS (1978).

Nota-se que níveis inferiores para os tempos de ruptura foram obtidos para o metal de solda contendo 10,0% de ferrita delta quando comparados com os observados para o metal de solda com 5,0% de ferrita delta.

Medidas de deformação por fluência apresentaram um certo grau de espalhamento em função do tempo de ruptura para os diferentes teores de ferrita delta presentes nos metais de solda, como mostrado na Figura 35.

Pode-se observar que os metais de solda com baixos índices de ferrita delta (0,0 e 0,5%) apresentaram os menores níveis de ductilidade para tempos de ruptura até 3.000 horas (~0,34 anos). A presença de ferrita delta melhorou sensivelmente a ductilidade atingindo um nível máximo para o metal de solda com 5% de ferrita delta, cujo índice se enquadra na faixa sugerida como isenta para formação de trincas de solidificação e melhores níveis de resistência mecânica em temperaturas elevadas, conforme mencionam SMITH & FARRAR (1993).

FIGURA 35 - Relação entre a deformação e tempo de ruptura para metais de solda do tipo 316 a 600°C com diferentes teores de ferrita delta, conforme THOMAS (1978).

As propriedades mecânicas de fluência também podem ser afetadas pela cinética de transformação da ferrita delta, declaram MATHEW et al. (1991) e MATHEW et al. (1993), a partir de estudos do comportamento em condições de fluência, do metal de solda do tipo 316 depositado pelo processo de soldagem com eletrodo revestido (SMAW) em chapa base de aço inoxidável AISI-316. O metal de solda do tipo 19%Cr-12%Ni-2%Mo com cerca de 0,050%C e teor de ferrita delta entre 3,4 e 4,5FN, foi avaliado em ensaios de fluência na modalidade sob carga constante nas temperaturas de 550, 600 e 650°C e nas faixas de tensão de 215 a 335, 115 a 275 e 95 a 195MPa, respectivamente.

MATHEW et al. (1993), notaram que no metal de solda sob exposição em temperaturas elevadas, ocorreu a transformação da ferrita delta conduzindo à precipitação de carbeto do tipo $M_{23}C_6$ e formação da fase sigma. Prolongada exposição a 650°C, por exemplo, provocou acentuado crescimento da fase sigma e dissolução parcial dos carbeto observados inicialmente, confirmando os resultados preliminares obtidos por GILL et al. (1986), GILL et al. (1989), RAGHUNATHAN et al. (1979) e THOMAS & YAPP (1978), sobre o processo de transformação da ferrita delta em temperaturas elevadas.

A fração da ferrita delta transformada foi obtida por MATHEW et al. (1993) utilizando a Eq. (11) dada a seguir:

$$Y = [(D_i - D_f) / D_i] (100) \quad (11)$$

onde:

- Y: fração transformada de ferrita delta, (%);
- D_i : teor de ferrita delta inicial, antes do ensaio de fluência, (%);
- D_f : teor de ferrita delta final, após o ensaio de fluência, (%).

A Figura 36 mostra a variação da fração de ferrita delta transformada em função do tempo de ruptura para o metal de solda nas três temperaturas estudadas.

MATHEW et al. (1991) e MATHEW et al. (1993) confirmaram a hipótese de GILL et al. (1986) para a possível transformação da ferrita delta em fase sigma sob condições favoráveis de

tempo e temperatura, agora associada ao efeito da tensão aplicada sob condições de fluência.

FIGURA 36 - Variação da fração transformada de ferrita delta em função do tempo de ruptura, para o metal de solda do tipo 316 ensaiado em fluência nas temperaturas de 550, 600 e 650°C, conforme MATHEW et al (1993).

MATHEW et al. (1993), observaram que não ocorreu a precipitação de carbeto nas temperaturas de 550 e 600°C em períodos curtos de tempo e elevadas tensões, enquanto que, foi extensivamente observada para longos períodos de tempo nessas temperaturas e para curtos períodos de tempo a 650°C.

Como o fenômeno de fluência é um processo termicamente ativado, torna-se favorecido pelo efeito da difusão atômica envolvendo a estrutura cristalina cúbica de corpo centrado da ferrita delta em relação à estrutura cristalina austenítica. Uma vez que, a ferrita delta não sofre transformação total a 550 e a 600°C, a ferrita residual presente contribui com maior parcela para que a deformação por fluência ocorresse com maior velocidade.

Desta forma, salientam MATHEW et al. (1993), a presença de ferrita delta no metal de solda promove níveis mais elevados da taxa mínima de fluência do que para o metal base. Na temperatura de 650°C, por exemplo, a ferrita delta presente sofre transformação total e portanto, não conduz à taxas maiores de deformação como observado em 550 e 600°C, tal como

mostrado na Figura 37. MATHEW et al. (1993) declaram também que a deformação total sob condições de fluência oscilou entre 20 e 40% para as diversas tensões aplicadas.

FIGURA 37 - Variação da taxa mínima de fluência em função da tensão aplicada, para o metal base e metal de solda do tipo 316 ensaiados em fluência a 550, 600 e 650°C, conforme MATHEW et al. (1993).

3.4.2.2 - Efeito do Carbono

De acordo com POLGÁRY (1985), o carbono é frequentemente cotado como tendo uma marcante influência nas propriedades mecânicas em temperaturas elevadas de metais de solda. Para os metais de solda contendo (16-21)%Cr-(8-14)%Ni e 23%Cr-12%Ni, tanto o limite convencional de escoamento quanto o limite de resistência à tração sofrem um aumento de 5 a 10MPa para uma variação de 0,01%C e a deformação é reduzida em cerca de 3%. POLGÁRY (1985), salienta ainda que a resistência mecânica em fluência também é diretamente afetada pelo teor de carbono. Na Figura 38, nota-se que para o metal de solda 25%Cr-20%Ni, o aumento no teor de carbono de 0,10% para 0,39% provoca uma melhora na resistência mecânica em fluência promovendo tempos de ruptura mais longos para os mesmos níveis de tensão aplicada.

FIGURA 38 - Variação da tensão aplicada em função do tempo de ruptura com o acréscimo do teor de carbono em metais de solda austeníticos, conforme POLGÁRY (1985).
(T: Temperatura absoluta, K e t: Tempo de ruptura, h).

EDMONDS et al. (1979), observaram que variações mais acentuadas nos teores de carbono tendem a resultar em maiores diferenças nas propriedades mecânicas de fluência de metais de solda do tipo 308 depositados pelo processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW). Um aumento no teor de carbono de 0,035% para 0,074% em peso, resultou num aumento do tempo de ruptura de 450 horas para cerca de 1.000 horas em 649°C e tensão aplicada correspondente a 125MPa. Porém, o aumento no tempo de ruptura foi acompanhado por uma redução da ductilidade representada por 4,5% de deformação para 0,5% de deformação, respectivamente, conforme mostrado na Figura 39.

POLGÁRY (1985) declara que a resistência à fluência é afetada pelo incremento no teor de carbono, porém não é isoladamente o único responsável pela melhora nas propriedades de metais de solda dos tipos 18%Cr-10%Ni e 18%Cr-12%Ni-(2-3)%Mo, principalmente devido à presença de ferrita delta.

FIGURA 39 - Variação da deformação em função do tempo de ruptura para o metal de solda do tipo 308 a 649°C e 125MPa para diferentes teores de carbono, conforme EDMONDS et al. (1979).

THOMAS et al. (1984), observaram que variações no teor de carbono aliados à diferentes teores de ferrita delta no metal de solda do tipo 316, parecem afetar o comportamento da taxa mínima de fluência no estágio secundário.

Na Figura 40, nota-se que o metal de solda n.º.1 com 0,018%C e 10% de ferrita delta original apresentou os maiores valores para a taxa mínima de fluência em 600°C, enquanto que, o metal de solda com 0,033%C e 6% de ferrita delta apresentou os menores valores para a taxa mínima para os mesmos níveis de tensão aplicada. Metais de solda contendo valores intermediários de carbono (Tabela 7) apresentaram certa dispersão nos resultados para a variação da taxa mínima de fluência com a tensão aplicada.

Entretanto, ao contrário das observações realizadas por THOMAS et al. (1984); BERGGREN et al. (1978) observaram que para o metal de solda do tipo 308 totalmente austenítico e contendo 0,10%C, foram obtidos valores inferiores para a taxa mínima de fluência no estágio secundário quando comparados

com metais de solda contendo teores de carbono mais elevados ($\sim 0,057\%C$), para o mesmo nível de tensão aplicada. BERGGREN et al. (1978) mencionam também que os metais de solda investigados exibiram uma tendência em apresentar valores mais elevados para a taxa mínima de fluência à medida em que ocorria um aumento simultâneo do teor de ferrita delta.

FIGURA 40 - Variação da taxa mínima de deformação por fluência em função da tensão aplicada para metais de solda do tipo 316L a 600°C, com diferentes teores de carbono, conforme THOMAS et al. (1984).

De acordo com SMITH & FARRAR (1993), uma possível explicação para o comportamento geral da resistência à fluência de metais de solda austeníticos, reside na cinética de precipitação de carbeto e teores de ferrita delta presentes. Em metais de solda totalmente austeníticos, a maior proporção do carbono é utilizada no processo de precipitação de carbeto em contornos de grãos e intergranular na matriz. Em metais de solda contendo níveis similares de ferrita delta, porém teores variados de carbono, a cinética de precipitação é distinta e sua possível interferência nas propriedades mecânicas em temperaturas elevadas é bastante complexa, salientam GILL et al. (1992).

3.4.2.3 - Efeito de Elementos Adicionais

EDMONDS et al. (1979) estudando o metal de solda do tipo 308 comercial, observaram que uma redução no teor de silício de 0,47% para 0,29% provocou uma redução nos tempos de ruptura de 710 para 576 horas, respectivamente.

Entretanto, uma sensível variação na deformação foi observada. Na Figura 41, nota-se que o depósito com 0,29%Si sofreu ruptura com cerca de 3,5% de deformação total após exposição de aproximadamente 600 horas sob tensão aplicada de 125MPa. O depósito com maior teor de silício, 0,73%, rompeu com um nível de deformação total inferior a 0,5%.

FIGURA 41 - Variação da deformação em função do tempo de ruptura para o metal de solda do tipo 308 a 649°C e 125MPa, para diferentes teores de silício, conforme EDMONDS et al. (1979).

Segundo SMITH & FARRAR (1993), baixos teores de silício podem conduzir a um aumento da taxa mínima de fluência induzindo a uma aceleração do processo de formação de

cavidades e crescimento de trincas. POLGÁRY (1985) tem relatado que depósitos com elevados teores de silício tendem a ser menos resistentes.

Melhora nas propriedades de resistência mecânica de fluência é conseguida com adições de molibdênio e nióbio na composição química de metais de solda austeníticos, salientam FENN (1987), MARSHALL & FARRAR (1985), POLGÁRY (1985) e SENIOR (1988). O molibdênio aumenta consideravelmente a resistência mecânica à fluência em metais de solda com teor de cromo superior a 20%, porém o nióbio parece exercer uma maior influência na resistência mecânica através da formação de carbeto do tipo NbC finamente dispersos na matriz. A adição de nióbio em metais de solda dos tipos 18%Cr-12%Ni-(2-3)%Mo, 18%Cr-10%Ni e 25%Cr-20%Ni elevam a resistência mecânica em função do tempo de ruptura, como mostrado na Figura 42.

FIGURA 42 - Influência de elementos adicionais na resistência mecânica em fluência de metais de solda austeníticos, conforme POLGÁRY (1985). (T: Temperatura absoluta, K e t: Tempo de ruptura, h).

Adições de elementos como titânio, boro e fósforo são responsáveis por provocarem alterações nas propriedades mecânicas em temperaturas elevadas de metais de solda austeníticos, salientam KLUEH & EDMONDS (1986), os quais investigaram as propriedades mecânicas de fluência na temperatura de 649°C do metal de solda do tipo 18%Cr-13%Ni-(2-3)%Mo depositado pelo processo de soldagem GTAW.

KLUEH & EDMONDS (1986), observaram que adições de 0,29; 0,36 e 0,83% de titânio, em peso, no arame 316 comercial, provocavam um acréscimo nos parâmetros de resistência mecânica de fluência. O máximo efeito do titânio foi conseguido com adição de 0,36%, a qual apresentou os melhores níveis de resistência com tempos de ruptura mais longos para o mesmo nível de tensão aplicada, em relação ao arame comercial e demais composições estudadas. A Figura 43 mostra a variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para os diversos metais de solda analisados.

FIGURA 43 - Variação do tempo de ruptura em função da tensão aplicada para o metal de solda do tipo 316 a 649°C, com adições de titânio, boro e fósforo, conforme KLUEH & EDMONDS (1986).

Os melhores níveis de ductilidade foram conseguidos para o metal de solda com adição de 0,83%Ti, atingindo cerca de 40% de deformação total até ruptura e os níveis mais baixos foram obtidos para o metal de solda com 0,29%Ti, atingindo cerca de 5% de deformação total. Os metais de solda com adições de 0,36%Ti e com 0,37%Ti, 0,006%B e 0,0046%P permaneceram com níveis de deformação variando entre 10,0 e 20,0%. KLUEH & EDMONDS (1986) salientam que os melhores níveis de resistência mecânica e ductilidade foram conseguidos com teor de ferrita delta variando entre 5,5 e 6,5FN.

4 - PROCESSO DE SOLDAGEM A ARCO SUBMERSO

De acordo com a AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON SUBMERGED ARC WELDING (1983), no processo a arco submerso, o calor necessário para ocorrer o fenômeno de soldagem é fornecido por um arco elétrico desenvolvido entre o eletrodo consumível e a peça de trabalho. O fundamento do processo a arco elétrico consiste basicamente na descarga elétrica entre dois eletrodos, sendo o cátodo formado pelo polo negativo e o ânodo formado pelo polo positivo. A região situada entre os dois eletrodos é denominada de arco. O calor é produzido pelo fluxo de elétrons através da coluna do arco a partir da região catódica. O arco é recoberto por uma camada de fluxo granular que envolve a junção da extremidade do eletrodo consumível com o metal base, protegendo o metal de solda da contaminação atmosférica. Os principais fatores que influenciam a seleção do tipo de fluxo a ser utilizado podem ser mencionados como sendo as características de desempenho como destacabilidade, manuseio e propriedades físicas principalmente a condutividade elétrica. Os fluxos usados no processo de soldagem a arco submerso podem conter óxidos de manganês, silício, titânio e alumínio entre outros, e são classificados pela AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS), com base nas propriedades mecânicas do depósito de solda.

A Figura 44, mostra o esquema de um sistema tipicamente utilizado no processo convencional de soldagem a arco submerso.

A corrente elétrica da fonte de energia passa através de um tubo de contato contendo o eletrodo consumível para produzir o arco elétrico entre o eletrodo e o metal base. O calor gerado pelo arco funde o eletrodo, o fluxo e parte do metal base, formando o metal de solda que preenche o chanfro original.

O processo de soldagem a arco submerso, pode ser realizado utilizando-se alimentação automática tanto do eletrodo consumível como do suprimento do fluxo granular por gravidade e com a vazão desejada. A velocidade de deslocamento da travessa, a corrente e a tensão de soldagem podem ser previamente ajustadas, para as melhores condições de soldagem.

FIGURA 44 - Vista parcial esquemática de um sistema utilizado no processo de soldagem a arco submerso, de acordo com a AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON SUBMERGED ARC WELDING (1983).

De acordo com THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY (1973), podem ser empregados elevados níveis de corrente que geram quantidades de calor extremamente elevadas, uma vez que, a corrente é aplicada com a ponta do eletrodo a uma curta distância da peça. A formação do arco sob o fluxo evita o escape rápido de calor mantendo-o concentrado na zona de fusão. Não só o eletrodo como o metal base fundem mais rapidamente, como também maior penetração pode ser atingida. As juntas relativamente finas também podem ser soldadas com o

processo ajustado, usando um único passe de soldagem. As soldas tendem a apresentar boa ductilidade, tenacidade ao impacto e uniformidade na aparência do cordão.

Conforme KOELLHOFFER et al. (1988), o processo de soldagem a arco submerso pode ser realizado com corrente contínua (CC) ou corrente alternada (CA). A corrente contínua possibilita melhor controle da forma do cordão, maior penetração e velocidade de soldagem e o arco se inicia mais facilmente. Pode-se utilizar as montagens dos tipos Polaridade Direta (DCEN - Direct Current Electrode Negative : CC^-) e Polaridade Reversa (DCEP - Direct Current Electrode Positive : CC^+). Com polaridade direta, o eletrodo ou arame consumível é conectado como sendo o polo negativo e a peça ou metal base como polo positivo, promovendo assim, maiores taxas de deposição e penetração mínima. Com polaridade reversa, o eletrodo é conectado como polo positivo e a peça como polo negativo, conseguindo maior penetração e melhor aspecto do formato do cordão. Com corrente alternada, obtém-se quantidade de penetração intermediária entre os tipos DCEN e DCEP.

Uma das vantagens do processo a arco submerso, está na produção de elevada penetração e taxa de deposição, aliadas ao fato de não exibir arco visível, faíscas ou gases em excesso. O processo a arco submerso é utilizado para soldagem de uma faixa ampla de espessuras de aços-carbono, aços baixaliga e aços inoxidáveis, principalmente quando empregados em vasos de pressão, tanques, tubos de grande diâmetro e, em vigas e colunas onde são necessárias soldas longas. Uma limitação do processo reside no fato que, as juntas a serem soldadas, planas ou não, devem estar na posição horizontal devido à presença do fluxo protetor. Podem ocorrer ainda, falta de enchimento e porosidades que podem ser facilmente corrigidas pelas condições de operação do sistema.

5 - FLUÊNCIA

De acordo com a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1991), *FLUÊNCIA* é o termo utilizado para descrever o fenômeno de deformação plástica progressiva dependente do tempo, de materiais metálicos e não metálicos, sob o efeito da temperatura e em condições de carga ou tensão constante.

5.1 - Estágios de Fluência

Enquanto que, o comportamento mecânico de metais é usualmente descrito por curvas do tipo tensão-deformação, o fenômeno de fluência é mais convenientemente representado por curvas do tipo deformação-tempo para uma dada condição de tensão e temperatura.

A Figura 45, mostra esquematicamente uma curva idealizada de fluência, de acordo com GAROFALO (1966).

FIGURA 45 - Representação esquemática de uma curva de fluência, deformação em função do tempo até ruptura, conforme GAROFALO (1966).

Para um caso geral, são mostrados três estágios de fluência. O início da curva consiste de uma deformação quase instantânea denominada ϵ_0 , que ocorre em virtude da aplicação da carga.

No estágio denominado de primário (I), a taxa de fluência decresce continuamente com o tempo entre ϵ_0 e ϵ_1 , representando um período de atuação de mecanismos de endurecimento ou fortalecimento da estrutura cristalina, que reflete num aumento da resistência à fluência resultante do processo de deformação. A deformação que ocorre durante esse estágio é essencialmente plástica podendo incluir uma componente recuperável ou anelástica.

A próxima etapa, definida como estágio secundário ou estacionário (II) entre ϵ_1 e ϵ_2 , é considerada como sendo o mais significativo estágio de fluência para muitas aplicações industriais e representa um período no qual o material flui com uma taxa praticamente constante, entre os tempos t_1 e t_2 . Nessa etapa, ocorre um balanceamento entre os mecanismos de endurecimento e de recuperação da estrutura cristalina. Simplificadamente a taxa de deformação no estágio secundário, ϵ°_S , é calculada pela inclinação da curva deformação-tempo no trecho do estágio secundário representada na Figura 45, e é dada por:

$$\epsilon^{\circ}_S = [(\epsilon_2 - \epsilon_1)/(t_2 - t_1)] \quad (12)$$

O último estágio ou estágio terciário de fluência (III), representa um período no qual ocorre um aumento contínuo da taxa de fluência a partir de ϵ_2 , culminando com a ruptura do corpo de prova para o tempo t_r e deformação ϵ_r . O estágio terciário está normalmente associado com transformações metalúrgicas como crescimento de precipitados, recristalização, transformação de fases, aparecimento de microtrincas ou vazios, bem como alterações de natureza difusional das fases presentes no material. Além da ocorrência de estricção.

Os principais parâmetros que são obtidos a partir da curva de fluência são: a deformação inicial no carregamento (ϵ_0), a taxa mínima de deformação no estágio secundário (ϵ°_S), o tempo total de ruptura (t_r) e a deformação total na ruptura (ϵ_r), além das características principais de cada um dos estágios de fluência.

Embora os três estágios representem o formato convencional de uma curva de fluência, outros tipos ou formas de curvas de deformação-tempo podem surgir ocasionalmente. Para um determinado nível de temperatura e quando tensões muito elevadas são aplicadas, por exemplo, pode ocorrer um aumento progressivo das taxas de fluência fazendo com que ocorra a ruptura do corpo de prova sem apresentar estágios primário e secundário nítidos. Ao passo que, quando tensões muito baixas são utilizadas, parece ocorrer um prolongamento excessivo do estágio secundário e um estágio terciário seguido de ruptura em um período mais longo, quando comparado com os casos anteriores.

Segundo GAROFALO (1966), os dados de fluência em engenharia são frequentemente obtidos em condições de carga constante. Em tal procedimento, ocorre um aumento contínuo da tensão verdadeira e um efeito mais pronunciado na taxa de fluência é também observado. Quando um ensaio é realizado visando essencialmente determinar os mecanismos de fluência pode-se, por exemplo, variar a carga durante o ensaio para compensar a redução de área da seção transversal do corpo de prova, e assim, manter a tensão constante.

Na maioria das aplicações em engenharia, nas quais o fenômeno de fluência é de importância, o processo ocorre com velocidades de deformação muito baixas e os componentes são projetados para durar muitos anos sem falhar. Tais componentes incluem rotores, carcaças e pás de turbinas, tubulação de bombas em caldeiras, condutores de combustível nuclear, válvulas de pressão e muitos outros componentes que são requisitados para operar por longos períodos de tempo em temperaturas elevadas em indústrias petroquímicas, refinarias de petróleo, indústrias químicas e uma infinidade de outras aplicações onde a tensão aplicada, ou não, e a temperatura estão presentes.

Em tais aplicações, o comportamento do material durante o estágio primário de fluência é de menor importância, desde que a deformação ocorrida durante esse período não seja excessiva. O estágio primário, nesses casos, é completado após algumas centenas de horas. O comportamento no estágio secundário associado à deformação total até a ruptura, a qual poderá transcorrer em milhares de horas, é que vão ditar as condições de tensão e temperatura de trabalho dos vários componentes envolvidos no projeto ou o tempo de vida útil desses componentes.

É todavia instrutivo ao estudar o fenômeno de fluência, analisar os mecanismos considerados para explicar a deformação por fluência nos materiais policristalinos e os efeitos de alguns parâmetros importantes no processo.

5.2 - Mecanismos de Deformação por Fluência

5.2.1 - Fluência por Difusão

De acordo com GITTUS (1975), a maioria dos materiais policristalinos têm a capacidade de sofrer deformação por fluência pelo fluxo de defeitos pontuais pelo interior dos grãos ou pelos contornos de grãos da estrutura cristalina. Vacâncias e precipitados desempenham um importante papel no processo de fluência por difusão em metais puros e ligas metálicas.

O processo de difusão através do movimento de defeitos pontuais é direcionado pelas tensões externas e é responsável pela deformação na direção da tensão aplicada. NABARRO (1948) e HERRING (1950) foram os pioneiros na formulação de equações constitutivas para expressar o comportamento do mecanismo de fluência por difusão de vacâncias através da rede cristalina. Para baixos níveis de tensão, o fluxo de átomos e de vacâncias através da rede cristalina pelo interior dos grãos, provoca a deformação do material, cuja taxa mínima de fluência (ϵ^o_s) pode ser expressa por:

$$\epsilon^o_s = [A D_v (G \mathbf{b}/k T)] \cdot (\mathbf{b}/d)^2 \cdot (\sigma/G) \quad (13)$$

onde:

- A: constante;
- D_v : coeficiente de autodifusão em volume;
- G: módulo de cisalhamento;
- $\mathbf{b}$: vetor de Burgers;
- k: constante de Boltzman, ($1,38 \times 10^{-23}$ J/K);
- T: temperatura absoluta;
- d: tamanho médio de grão;
- σ : tensão aplicada.

De acordo com ASHBY (1972), o fluxo de átomos pode ocorrer em volume pelo interior dos grãos (Mecanismo de Nabarro-

Herring) ou pelos contornos de grãos (Mecanismo de Coble), conduzindo à deformação do material policristalino. As duas formas de fluxo são independentes, porém possuem componentes no somatório das contribuições para a taxa final de deformação. A relação entre a taxa de deformação e a tensão aplicada, de acordo com ASHBY (1972) e RAJ & ASHBY (1971), é representada pela Eq. (14) dada por:

$$\dot{\epsilon}_s = 14 [\sigma\Omega/kT] (1/d^2) D_V \left\{ 1 + (\pi \xi/d) (D_B/D_V) \right\} \quad (14)$$

onde:

Ω : volume atômico;

ξ : área efetiva da secção do contorno para transporte de massa;

D_B : coeficiente de difusão no contorno de grão.

Os demais parâmetros são semelhantes aos descritos anteriormente.

Conforme GITTUS (1975), para um material com tamanho de grão avantajado o termo designado por $[(\pi \xi/d) (D_B/D_V)] < 1$, a difusão pelos contornos de grãos é menos importante e o processo de difusão através do interior dos grãos é dominante, (Mecanismo de Nabarro-Herring). Em temperaturas elevadas, o processo também é favorecido com a redução da relação (D_B/D_V) . Quando o termo $[(\pi \xi/d) (D_B/D_V)] > 1$, o processo dominante é o mecanismo de difusão pelos contornos de grãos, (Mecanismo de Coble), conforme COBLE (1963).

5.2.2 - Deslizamento de Discordâncias

De acordo com ASHBY (1972), os materiais policristalinos apresentam certa densidade de discordâncias quando submetidos a um processo de deformação. Na prática, o movimento de discordâncias é dificultado pela presença de obstáculos ao deslizamento tais como impurezas, átomos de soluto, outras discordâncias ou precipitados. Se a distância média de separação entre tais obstáculos é dada por L , o fluxo de tensão é uma função do tipo $G\mathbf{b}/L$, onde G é o módulo de cisalhamento e $\mathbf{b}$ é o vetor de Burgers. Na temperatura do zero absoluto, o fluxo de tensão é simplesmente dado por $G\mathbf{b}/L$, mas

em temperaturas elevadas e níveis moderados de tensão, existe a probabilidade de uma discordância escapar de um obstáculo devido à ativação térmica, seguindo uma complexa distribuição estatística, afirma ASHBY (1972).

A relação para a taxa de deformação para o mecanismo de deslizamento de discordâncias é dada pela Eq. (15):

$$\dot{\epsilon}_s = \epsilon_0 \exp - \left\{ bz \left[(Gb/L) - \sigma \right] / kT \right\}, \quad \sigma \geq \sigma_0 \quad (15)$$

onde:

ϵ_0 : termo pré-exponencial;

z : área de ativação;

σ_0 : parcela atérmica da tensão de deslizamento.

Para $\sigma L = Gb$, $\dot{\epsilon}_s = \epsilon_0$.

5.2.3 - Escalagem de Discordâncias

Em temperaturas acima da metade da temperatura de fusão e tensões relativamente elevadas, as discordâncias podem movimentar-se através dos grãos de um material policristalino. A deformação é aparentemente controlada por difusão, portanto diferente do mecanismo de deslizamento de discordâncias que não envolve difusão, mas a taxa de deformação é uma função não-linear com a tensão, portanto diferente do mecanismo de difusão. Conforme ASHBY (1972), o mecanismo de fluência de escalagem de discordâncias pode ser expresso pela Eq. (16), dada por:

$$\dot{\epsilon}_s = A [D_v (Gb/kT)] (\sigma/G)^n \quad (16)$$

onde:

A : constante;

n : expoente de tensão ou coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação à tensão aplicada.

Outras teorias têm sido publicadas sobre o mecanismo de escalagem de discordâncias, tais como os estudos de DORN (1954) e WEERTMAN (1955).

5.2.4 - Deslizamento de Contornos de Grãos

De acordo com GAROFALO (1966), os grãos constituintes de um material policristalino são capazes de se movimentarem uns em relação aos outros através de um processo de cisalhamento que ocorre na direção do contorno de grão e é favorecido pelo aumento da temperatura ou pelo decréscimo na taxa de deformação.

Segundo RAJ & ASHBY (1971), o processo de cisalhamento de contornos de grãos envolvem três componentes fundamentais:

- a) O escorregamento pode ser acomodado por uma distorção elástica do grão;
- b) O escorregamento pode ser acomodado por um fluxo plástico dentro do grão;
- c) O escorregamento pode ser acomodado por difusão, de forma que o fluxo de matéria através do grão ou de contornos de grãos, possa remover a incompatibilidade gerada pelo escorregamento, conforme afirmam COBLE (1963) e NABARRO (1948).

Quando não ocorre a acomodação, tem-se como resultado a formação e crescimento de vazios ou trincas em contornos de grãos, contribuindo para a deformação total do material.

CROSSMAN & ASHBY (1975) e RAJ & ASHBY (1971) têm publicado alguns estudos direcionados para a formulação de equações capazes de descrever o processo de escorregamento de contornos de grãos e suas consequências no processo de deformação.

5.3 - Efeito da Tensão e Temperatura

Segundo GREENFIELD (1972) e LAGNEBORG (1972), a tensão bem como a temperatura exercem grande influência na taxa de deformação por fluência.

5.3.1 - Efeito da Tensão

De acordo com LAGNEBORG (1972), a taxa de fluência no estágio secundário é considerada sobre uma faixa ampla de tensões e com dependências típicas em cada uma delas, como mostrado na Figura 46.

FIGURA 46 - Variação da taxa de deformação no estágio secundário de fluência em função da tensão aplicada para um metal puro policristalino. (ϵ_s° para temperaturas onde o coeficiente de difusão para metais puros, $D=10^{-12}\text{cm}^2/\text{s}$, para valores de T em $0,6T_M$), conforme LAGNEBORG (1972).

Para metais puros policristalinos, é frequentemente observado uma dependência linear da taxa de deformação com a tensão ($\epsilon_s^\circ \propto \sigma^n$) para baixos níveis de tensão ($\sigma/G \leq 10^{-4}$) com o expoente de tensão $n=1$. Acredita-se que nessa faixa de tensão, o mecanismo de fluência dominante seja o de *Difusão* regido pelas Teorias de *Nabarro-Herring* e de *Coble*.

Para tensões intermediárias, ($10^{-4} \leq \sigma/G \leq 10^{-3}$), GAROFALO (1966) revela que a dependência da taxa de deformação no estágio secundário, ϵ_s° , é regida pela *Lei Potencial de Fluência*, dada por:

$$\dot{\epsilon}_S = A(\sigma)^n \quad (17)$$

onde:

A: constante;

σ : tensão aplicada;

n: expoente de tensão ou coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação à tensão.

LAGNEBORG (1972), revela que na região para tensões intermediárias, designada por região de comportamento Classe-M (M: para metais puros), o mecanismo responsável pelo processo de fluência é o mecanismo de *Escalagem de Discordâncias* controlado pela migração de vacâncias com o expoente n variando entre 5 e 7. GAROFALO (1966), revela que para metais puros tem encontrado valores para o expoente n entre 1 e 7, sendo que a maioria permanece entre 4 e 6, não apresentando dependência com a estrutura cristalina do material.

Para tensões mais elevadas ($\sigma/G \geq 10^{-3}$), LAGNEBORG (1972) menciona que o mecanismo controlador é o de *Deslizamento de Discordâncias*, porém com uma dependência exponencial da taxa de deformação por fluência no estágio secundário com a tensão, dada por:

$$\dot{\epsilon}_S = A^* \exp. (\beta \sigma) \quad (18)$$

com A^* e β são constantes e independentes da tensão aplicada, σ , para uma dada temperatura constante.

De acordo com GAROFALO (1966), as descrições realizadas anteriormente, podem ser avaliadas através de uma única equação que é válida tanto para níveis intermediários de tensão como para tensões elevadas, dada por:

$$\dot{\epsilon}_S = A'' (\sinh \theta \sigma)^n \quad (19)$$

onde A'' e θ são constantes para uma dada temperatura e tensão aplicada.

A Eq.(19) tem a propriedade de se converter para a Eq.(17) para tensões intermediárias, quando $\theta\sigma < 0,8$; bem como para a Eq.(18) para tensões elevadas, quando $\theta\sigma > 1,2$.

Como para metais puros, pode-se esperar que a resistência mecânica em fluência de ligas de solução sólida também apresentem uma dependência com suas características de difusividade e composição química. GAROFALO (1966) e LAGNEBORG (1972), afirmam que existe marcante dependência da taxa de fluência com a composição química. Ligas de solução sólida apresentam os mesmos mecanismos de deformação por fluência para metais puros em baixos e elevados níveis de tensão aplicada, porém, em tensões intermediárias há uma distinção entre os mecanismos de fluência, podendo ocorrer uma região com comportamento da Classe-A (A: para ligas de solução sólida) com escorregamento viscoso e expoente de tensão $n=3$. Dessa forma, é introduzida a possibilidade de ocorrência de transição de comportamentos do Tipo M-A e/ou Tipo A-M, com a variação do nível de tensão provocada por inflexões na região intermediária de tensões da Figura 46.

Em geral, em tensões intermediárias o processo de fluência ocorre por mecanismos de deslizamento ou escalagem de discordâncias. Se dois mecanismos operam independentemente (em paralelo), suas taxas de deformação individuais são aditivas e o mecanismo controlador do processo será aquele que apresentar a maior taxa de deformação, enquanto que, se dois mecanismos operam sequencialmente (em série), como é o caso de deslizamento e posterior escalagem de uma discordância, o mecanismo controlador será o mais vagaroso ou aquele que apresentar a menor taxa de deformação.

Como para metais puros o mecanismo de deslizamento de discordâncias é mais rápido, então a escalagem de discordância é o mecanismo mais vagaroso e controlador do processo de deformação. Entretanto, existe a possibilidade de se formar uma atmosfera de átomos de soluto ao redor de discordâncias e restringir o seu deslizamento, tornando-se portanto, o *escorregamento viscoso de discordâncias* o mecanismo controlador da taxa de deformação por fluência.

Geralmente, as ligas que exibem comportamento da Classe-M em tensões intermediárias quando $n=5$, apresentam deformação instantânea apreciável no carregamento e com estágio primário de fluência normal. No caso de ligas que apresentam comportamento da Classe-A, quando $n=3$, apresentam pequena ou

nenhuma deformação instantânea no carregamento com estágio primário normal curto ou então ausente.

No caso de ligas complexas e endurecíveis por precipitação, o valor do expoente n é geralmente superior a 5. Conforme relata MORRIS & HARRIES (1978a), valores da ordem de 6 a 20 têm sido encontrados para aços inoxidáveis austeníticos temperados.

5.3.2 - Efeito da Temperatura

Em testes realizados em baixas temperaturas, metais submetidos à deformação sob tensão excedem o limite elástico, mas a deformação plástica é quase instantânea e a aplicação de um estado estacionário de tensão irá promover somente um pequeno efeito na deformação. Se a temperatura é aumentada, o metal irá desenvolver uma extensão da deformação plástica e eventualmente, poderá falhar ou fraturar se for submetido por um tempo longo.

Como mencionado anteriormente, fluência é essencialmente um fenômeno de alta temperatura para a maioria dos materiais de engenharia, porém, o termo "alta temperatura" é muito vago. A temperatura na qual o processo de fluência se inicia, está de fato relacionada com a temperatura de fusão do material investigado. A temperatura ambiente pode ser relativamente baixa para ocorrer o fenômeno de fluência no ferro, mas pode ser alta para ocorrer no chumbo. De acordo com a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1991), convencionou-se denominar de Temperatura Homóloga, a razão constante T/T_M , onde T é a temperatura de ensaio (K) e T_M é a temperatura de fusão do material (K).

GAROFALO (1966), relata que a relação T/T_M pode variar entre 0,05 e 0,3 para a prata, ouro, cádmio, cobre e ligas de alumínio-10% de cobre, enquanto que, pode variar entre 0,2 e 0,7 para o alumínio puro, ferro, aço, níquel, platina, zinco, magnésio e ligas de magnésio-2% de alumínio. Para aços ferríticos e austeníticos, a relação T/T_M tende a permanecer entre 0,4 e 0,6.

GAROFALO (1960), GAROFALO (1966), GREENFIELD (1972), LAGNEBORG (1972) e MILLER & LANGDON (1979), relatam que a deformação por fluência é um processo termicamente ativado, o qual é controlado por uma equação do tipo de Arrhenius, dada por:

$$\dot{\epsilon}_s = A_0 \exp(-Q/RT) \quad (20)$$

onde:

$\dot{\epsilon}_s$: taxa de deformação por fluência no estágio secundário;
 A_0 : constante pré-exponencial;
 Q : energia de ativação aparente para fluência (kJ/mol);
 R : constante universal dos gases (8,32J/mol K);
 T : temperatura absoluta (K).

A Eq.(20), mostra a dependência da taxa de deformação com a temperatura através de um fator exponencial $(-Q/RT)$. Tal dependência da taxa, indica qual o provável processo que controla a taxa e os micromecanismos envolvidos no processo em escala atômica. Fluência, entretanto, é um processo muito complexo e, sob certas condições, vários mecanismos podem estar operando simultaneamente. A energia de ativação medida sob essas condições, poderá ser uma quantidade expressiva se um dado mecanismo se sobressair aos outros. Se diferentes mecanismos operativos dependem uns dos outros, aquele que for mais lento ou requerer a menor energia de ativação, irá controlar o processo. Se os mecanismos são independentes, aquele que for mais rápido ou requerer a maior energia de ativação, irá controlar o processo, afirma GAROFALO (1966).

A energia de ativação aparente pode ser avaliada através de uma mudança brusca nas condições de ensaio, como por exemplo, mantendo-se uma tensão constante, σ_1 , e alterando-se a temperatura T_1 para uma temperatura superior ou inferior, T_2 . Segundo GAROFALO (1960) e GREENFIELD (1972), assumindo-se que a energia de ativação aparente pode ser obtida pela variação na taxa de deformação por fluência, tem-se que:

$$Q = R \ln (\dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2) / (1/T_1 - 1/T_2) \quad (21)$$

onde:

$\dot{\epsilon}_1$: taxa de deformação final na temperatura T_1 ;
 $\dot{\epsilon}_2$: taxa de deformação inicial na temperatura T_2 .

Um exame das medidas de energia de ativação para fluência, tem mostrado que em temperaturas acima de $0,5T_M$, ocorre uma marcante similaridade com valores da energia de ativação para autodifusão de metais puros, como mostrado na Figura 47. Como a energia de ativação para autodifusão é a soma das energias

para formação e movimentação de vacâncias, pode-se deduzir que a escalagem de discordâncias deve ser o mecanismo controlador da taxa de fluência em altas temperaturas.

GAROFALO (1966), revela que o efeito da temperatura é também notado no caso de soluções sólidas. Em ligas de solução sólida que permanecem monofásicas durante o processo de fluência, é pequeno o efeito da composição sobre a energia de ativação aparente em alta temperatura. Nota-se por exemplo, esse comportamento em ligas de alumínio com adições crescentes de 0,1 a 1,1% em peso de cobre. Nessas ligas, o valor para a energia de ativação aparente, correspondente a 139kJ/mol, está dentro dos limites de 113 a 150kJ/mol encontrados para o alumínio puro. Em ligas de alumínio com 1,6 ou 3,2% em peso de magnésio, o comportamento é semelhante. Para uma vasta variação na composição de ligas de níquel e ouro, os valores encontrados para a energia de ativação aparente são muito próximos do níquel puro, equivalente a 272kJ/mol. O mesmo comportamento é obtido para ligas de prata com 33% de alumínio e vários outros sistemas de ligas.

Figura 47 - Relação entre energia de ativação para autodifusão e energia de ativação aparente para fluência em alta temperatura para metais puros, conforme GAROFALO (1966).

Para ligas de ferro e carbono, GAROFALO (1966) ainda revela que o efeito é bastante distinto. Na série de aços contendo entre 0,05 e 0,79% em peso de carbono, há uma variação crescente da energia de ativação aparente de 256 a 427kJ/mol, respectivamente, enquanto que, o valor para o ferro alfa situa-se na faixa de 284 a 326kJ/mol.

SHERBY (1962), observou que adições de carbono provocavam um aumento na taxa de autodifusão do ferro. Adições de 5% (% atômica) de carbono, equivalente a 1% em peso de carbono, elevam a taxa de autodifusão em cerca de 10 vezes. Comparações desses valores com dados correspondentes do efeito do carbono na taxa de fluência para uma dada tensão e temperatura, revelam um comportamento semelhante. SHERBY (1962) notou que adições de carbono promoviam uma diminuição na resistência a fluência conduzindo a um aumento nos valores da taxa de fluência.

A taxa de autodifusão de átomos de ferro sofre um decréscimo quando o ferro alfa, com estrutura cúbica de corpo centrado, se transforma em ferro gama, com estrutura cúbica de face centrada, a 912°C. Tal ocorrência, tem sido atribuída à maior densidade de empacotamento ou menor quantidade de vazios presentes no ferro gama. A razão entre os valores de difusividade do carbono no ferro alfa, D_α , e difusividade do carbono no ferro gama, D_γ , na temperatura de transição é correspondente a $D_\alpha/D_\gamma = 350$. De acordo com SHERBY (1962), a correlação dos dados de fluência para o ferro alfa e ferro gama, revela que as taxas de fluência sob uma dada tensão na temperatura de transição, apresentou uma razão correspondente a $\epsilon_\alpha^\circ/\epsilon_\gamma^\circ = 200$. Tal comportamento traduz o motivo pelo qual os metais com estrutura cristalina cúbica de face centrada, tendem a apresentar maior resistência à fluência que aqueles com estrutura cúbica de corpo centrado, com comparáveis pontos de fusão, salienta SHERBY (1962).

5.4 - Mapas de Deformação

Como mencionado anteriormente, materiais policristalinos podem se deformar por vários e diferentes mecanismos de fluência quando submetidos a uma dada tensão aplicada e sob o efeito da temperatura. Os mapas de deformação são uma forma conveniente de se apresentar os limites dos campos de atuação de cada mecanismo de fluência envolvido em função da tensão aplicada e temperatura.

Um dos primeiros trabalhos utilizando este tipo de representação foi desenvolvido por ASHBY (1972). A utilização de mapas de deformação, permitem verificar o efeito da estrutura cristalina no fluxo de deformação plástica, serve como ferramenta no projeto de ligas metálicas de forma qualitativa e possibilita determinar qual o provável mecanismo dominante numa dada condição de tensão e temperatura de interesse prático em engenharia, conforme mencionam MOHAMED & LANGDON (1974) e OIKAWA (1979).

Para efeito de ilustração, a Figura 48 apresenta o mapa de deformação para o níquel puro com estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada, com tamanho de grão $d = 32\mu\text{m}$ e densidade de discordâncias $\rho = 2 \times 10^9/\text{cm}^2$.

FIGURA 48 - Mapa de deformação para o níquel puro, mostrando os prováveis mecanismos de deformação por fluência com a variação da tensão normalizada em função da temperatura homóloga, (G: módulo de cisalhamento, T_M: temperatura de fusão), conforme ASHBY (1972).

5.5 - Modos de Fratura em Fluência

O estado estacionário de fluência quando submetido a um processo contínuo de aplicação de tensão sob o efeito da temperatura, conduz ao estágio terciário de fluência e consequentemente à fratura.

De acordo com GAROFALO (1966) e MILLER & LANGDON (1979), os modos de fratura por fluência podem ser divididos em: *Fratura Transcristalina* ou *Transgranular* e *Fratura Intercristalina* ou *Intergranular*.

5.5.1 - Fratura Tanscristalina ou Transgranular

O modo de fratura transgranular é baseado na nucleação de vazios em inclusões na matriz e subsequente crescimento durante o processo de fluência até ocorrer estricção local, provocando a coalescência de cavidades e conduzindo à fratura. O mecanismo de nucleação de cavidades ocorre devido ao acúmulo de tensão em torno das inclusões. Uma vez que, a concentração de tensão aumenta com o aumento da taxa de deformação, a concentração de tensão continua até a inclusão se fraturar ou sofrer um processo de arrancamento da matriz. Após a nucleação, o crescimento da cavidade ocorre pelos mecanismos convencionais de fluência levando à fratura com pouca deformação do material. Em geral, o modo de fratura transgranular ocorre em baixas temperaturas e elevados níveis de tensão.

O princípio do modo de fratura transgranular é ilustrado na Figura 49.

5.5.2 - Fratura Intercristalina ou Intergranular

A fratura intergranular é um importante modo de fratura no processo de fluência, constituindo-se basicamente por dois tipos de micromecanismos distintos, podendo ocorrer o micromecanismo de *Formação de Trincas em Ponto Triplo (Tipo-w)* ou de *Formação de Cavidades (Tipo-r)*.

5.5.2.1 - Formação de Trincas em Ponto Triplo (Tipo-w)

Trincas do Tipo-w (wedge), geralmente se originam em locais onde ocorre o encontro de contornos de grãos e crescem ao longo desses contornos. São nucleadas sob baixos índices de deformação em fluência para níveis elevados de tensão.

Sob a ação da tensão aplicada, ocorre o mecanismo de fluência por escorregamento de contornos de grãos. Tal comportamento, produz uma região de concentração de tensão originando a formação de uma trinca localizada, a qual cresce no formato em cunha ao longo do contorno de grão e geralmente, na direção normal à da tensão aplicada. A Figura 50, apresenta alguns modelos sugeridos por GAROFALO (1966) para a formação de trincas tipo-w.

5.5.2.2 - Formação de Cavidades (Tipo-r)

Sob condições experimentais de baixas tensões e temperaturas elevadas, pode ocorrer o processo de nucleação e crescimento de cavidades em contornos de grãos na direção normal à da tensão aplicada. Geralmente, essas cavidades são denominadas de tipo-r (round). GAROFALO (1966) e MILLER & LANGDON (1979), revelam que um determinado número de cavidades nucleiam devido à aplicação de tensão, como mostrado na Figura 51. O processo de crescimento de vazios é induzido por mecanismos de fluência como o fluxo de difusão de vacâncias na rede cristalina.

Alguns trabalhos têm sido publicados procurando descrever equações que representem os diferentes componentes envolvidos nos modos de fratura em fluência, tais como os trabalhos de CHUANG & RICE (1973), DAVANAS & SOLOMON (1990), MILLER & LANGDON (1979), RAJ & ASHBY (1975) e SVOBODA E SKLENICKA (1990).

FIGURA 49 - Representação esquemática da formação de cavidades segundo o modo de fratura transgranular de fluência, conforme MILLER & LANGDON (1979).

FIGURA 50 - Representação esquemática da formação de trincas tipo-w originadas pelo escorregamento de contornos de grãos, segundo o modo de fratura intergranular de fluência, conforme GAROFALO (1966).

FIGURA 51 - Representação esquemática da formação de cavidades tipo-r originadas pelo escorregamento de contornos de grãos, segundo o modo de fratura intergranular de fluência, conforme MILLER & LANGDON (1979).

6 - MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

6.1 - Confeção dos Cordões de Solda

Para a confecção dos cordões de solda foram utilizadas como metal base, 12 chapas de aço inoxidável AISI-316L fornecidas pela ACESITA - Cia. Aços Especiais Itabira. As chapas foram recebidas na condição laminada e no formato 18x120x600mm. Como as chapas apresentavam algum empenamento devido ao corte em guilhotina, foram submetidas a endireitamento em prensa manual. Em seguida, foram lavadas com solvente químico para remoção de graxas e submetidas ao processo de jateamento de areia para limpeza de substâncias aderentes à superfície.

Posteriormente, as chapas foram desbastadas em plaina automática ao longo da secção longitudinal do comprimento em 1,0mm, apenas em uma das faces, visando proporcionar melhor acabamento superficial antes da confecção do chanfro.

De acordo com INAGAKI & OKADA (1969) e YANG et al. (1993), a relação entre os parâmetros de soldagem a arco submerso e a geometria do cordão de solda é complexa. Uma vez que, há um número razoável de variáveis envolvidas, a seleção da condição ótima de soldagem muitas vezes é determinada experimentalmente. Baseando-se em estudos anteriores de GUIMARÃES (1994) sobre a geometria do chanfro em chapa base de aço inoxidável AISI-304 para soldagem a arco submerso, optou-se no presente trabalho pela confecção do chanfro com as características dimensionais apresentadas na Figura 52.

A operação de deposição dos cordões de solda na chapa base foi realizada pelo processo de soldagem a arco submerso (SAW) utilizando-se uma máquina de solda BAMBOZI, associada a um transformador-retificador com característica estática de tensão, modelo TRR-3600, de 600A, 60V e 36kVA de potência máxima.

O processo foi realizado utilizando-se um único passe de deposição sem pré-aquecimento da chapa base, com alimentação automática do eletrodo ou arame consumível e suprimento de fluxo por gravidade. A velocidade de deslocamento da travessa da máquina com o eletrodo consumível adaptado, foi selecionada no próprio equipamento, enquanto que, os níveis de tensão e corrente de soldagem foram ajustados por comandos auxiliares, independentes e acoplados ao sistema, sendo portanto, controlados pelo próprio operador.

FIGURA 52 - Esquema de um corte transversal da chapa base mostrando a geometria do chanfro utilizado. Dimensões em mm.

Para proteção do cordão de solda foi utilizado o fluxo básico BX-300 do tipo granulado, completamente neutro (não ativo), fornecido pela LINCOLN BRASOX. O fluxo foi seco por 16 horas a 180°C e resfriado no interior do forno por mais 24 horas até a temperatura ambiente para eliminação da umidade excessiva, conforme recomendação do fabricante.

Para a execução dos cordões de solda, utilizou-se a montagem do sistema do tipo DCEP - Direct Current Electrode Positive ou Polaridade Reversa, na qual o eletrodo foi conectado como pólo positivo e a chapa base como pólo negativo. Uma vista esquemática similar à da montagem do sistema utilizado na operação de soldagem está mostrada na Figura 44. Convém salientar que, as chapas do metal base foram adequadamente presas à bancada por meio de grampos de pressão.

O processo de deposição dos cordões de solda transcorreu de acordo com as seguintes condições operacionais:

Posição de soldagem.....horizontal-plana;
 Tipo de chanfro.....em V;
 Velocidade de deslocamento da travessa
 com o eletrodo consumível acoplado.....256mm/min;
 Tensão.....29V;
 Corrente.....475A;
 Diâmetro do eletrodo.....3,25mm;
 Extensão do eletrodo.....26mm;
 Insumo de calor^(*).....3,23kJ/mm.

(*) De acordo com CHANDELL (1990), o insumo de calor utilizado no processo de soldagem a arco submerso é dado por:

$$J = (V.I) (60) / (1.000) v_t \quad (22)$$

onde:

J: Insumo de calor, (kJ/mm);
 V: Tensão, (V);
 I: Corrente, (A);
 v_t : Velocidade de deslocamento da travessa, (mm/min).

Foram obtidos dois tipos de cordões de solda por arco submerso, o cordão do Tipo-A, para o qual foi utilizado o eletrodo consumível de aço inoxidável AWS ER-316L, e o cordão do Tipo-B, para o qual foi utilizado o eletrodo consumível de aço inoxidável AWS ER-347. Os eletrodos consumíveis foram fornecidos pela Aços CITRAL VILLARES S/A. Os cordões depositados foram identificados por um número seguido de uma letra e um segundo número. O primeiro número corresponde à chapa base utilizada e a letra ao tipo de cordão depositado. O segundo número indica a posição ou sequência de retirada do corpo de prova do cordão depositado. [Ex.: Corpo de prova 1A-5, significa que o corpo de prova foi retirado da chapa base n.1, do cordão de solda do Tipo-A e extraído da posição de corte n.5].

Não foi realizado nenhum tipo de tratamento térmico após o processo de soldagem.

6.2 - Análise Química

A análise da composição química da chapa base envolveu a aplicação de métodos volumétricos por via úmida para as determinações dos teores de ferro, cromo, enxofre e cobre; de métodos gravimétricos para as determinações dos teores de níquel, molibdênio e silício; do método de colorimetria para a determinação dos teores de manganês e fósforo e do método de volumetria gasosa para determinação do teor de carbono.

O teor de nitrogênio foi determinado pelo método de análise de gases por queima, realizado pela ELETROMETAL - METAIS ESPECIAIS S/A. As análises químicas das composições dos cordões de solda do Tipo-A e do Tipo-B, foram determinadas pelo método de espectrometria de plasma, realizado pela ENGEMASA S/A. As análises químicas das

composições dos eletrodos consumíveis foram realizadas e obtidas junto ao próprio fornecedor.

6.3 - Cálculo da Área de Diluição

O cálculo da área de diluição dos cordões de solda foi realizado em amostras retiradas da secção transversal na região central de todas as chapas utilizadas.

As amostras foram submetidas a processos de lixamento e polimento metalográfico utilizando técnicas convencionais, conforme descrito no item 6.6.1 - **Macrografia**. As secções transversais dos cordões de solda foram examinadas com lupa estereoscópica, marca CARL-ZEISS, modelo CITOVAL-2, e a área de diluição foi avaliada pelo método de réplica em papel vegetal milimetrado. A Figura 53 mostra um esquema típico da área total do cordão de solda. É também indicada, a penetração do cordão de solda, a qual é representada pela altura do cordão desde a sua raiz até a superfície superior externa da chapa base.

6.4 - Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina INSTRON, modelo TTDM-L, com célula de carga de 10.000Kg. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente e em temperaturas elevadas de acordo com as normas ASTM E8M-90a (1991) e ASTM E21-79 (1991), respectivamente.

Os parâmetros obtidos nos ensaios mecânicos de tração foram: limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$), limite de resistência à tração (σ_t), deformação total no alongamento até ruptura (ϵ) e redução de área na fratura (R_A).

6.4.1 - Ensaios de Tração na Temperatura Ambiente

Para a realização dos ensaios de tração na temperatura ambiente, foi utilizado um extensômetro INSTRON, modelo 651-11M com abertura de 0-25mm, visando determinar com maior precisão o valor do parâmetro do limite convencional de escoamento.

Os corpos de prova foram retirados do sentido longitudinal dos cordões de solda e da região central da área total, como mostrado na Figura 53 e usinados conforme o formato e dimensões apresentados na Figura 54. Para efeito de cálculo, o comprimento útil L_0 , foi considerado como sendo $4 \times D_0$, (D_0 : Diâmetro inicial). Os ensaios de tração na temperatura ambiente foram realizados com velocidade do travessão da máquina igual a $0,2\text{cm/min}$, correspondendo a uma taxa inicial de deformação de $2,08 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$.

FIGURA 53 - Esquema da seção transversal do cordão de solda, mostrando a área total, a localização da retirada do corpo de prova para os ensaios mecânicos de tração e a penetração do cordão.

FIGURA 54 - Esquema do corpo de prova para os ensaios de tração na temperatura ambiente. Dimensões em mm.

6.4.2 - Ensaios de Tração em Temperaturas Elevadas

Foram realizados ensaios de tração nas temperaturas de 500, 600 e 700°C, utilizando-se um forno de aquecimento elétrico do tipo tubular acoplado à máquina de ensaios INSTRON. O forno possui três zonas de aquecimento, sendo que a temperatura na zona central permaneceu dentro de uma faixa não superior a $\pm 1^\circ\text{C}$ durante os ensaios.

Para controle da temperatura do forno, utilizou-se um termopar Chromel-Alumel acoplado ao próprio sistema de aquecimento do forno. Para controle da temperatura do corpo de prova, utilizou-se um segundo termopar colocado na cabeça do corpo de prova e acoplado a um multímetro digital marca ECB, modelo MDM-220. Após ter sido atingida a temperatura de ensaio desejada, medida pelo segundo termopar, aguardou-se um período de aproximadamente 10min para homogeneização da temperatura antes de se iniciar os ensaios. Os corpos de prova também foram retirados do sentido longitudinal dos cordões de solda, como mostrado na Figura 53 e usinados conforme as dimensões e formato apresentados na Figura 55. Para efeito de cálculo, o comprimento útil L_0 , foi considerado como sendo 30mm. Os parâmetros dos limites de resistência mecânica foram obtidos a partir dos gráficos fornecidos pela máquina INSTRON. Os ensaios de tração à quente foram realizados com velocidade do travessão da máquina igual a 0,1cm/min, durante todo o ensaio de tração, com uma taxa inicial de deformação de $5,55 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$.

FIGURA 55 - Esquema do corpo de prova para ensaios de tração a quente. Dimensões em mm.

6.5 - Ensaaios de Fluência

Os ensaios de fluência foram realizados em máquinas desenvolvidas no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, conforme BUENO (1987), NASSOUR (1987) e NASSOUR & BUENO (1990).

Os ensaios de fluência foram realizados na modalidade de carga constante nas temperaturas de 600, 650 e 700°C envolvendo faixas de tensão aplicada de 180 a 400MPa, 150 a 300MPa e 100 a 250MPa, respectivamente.

Os parâmetros obtidos nos ensaios mecânicos de fluência foram: taxa mínima de deformação no estágio secundário (ϵ_s), deformação total no alongamento até ruptura (ϵ_r), redução de área na fratura (R_A) e tempo de ruptura (t_r).

O sistema de aquecimento das máquinas de fluência é composto por fornos elétricos cilíndricos com câmara tubular refratária instalados em módulos de deslocamento vertical. Os controladores de temperatura são do tipo proporcional e podem manter a temperatura de ensaio dentro de uma faixa estreita de variação não superior a $\pm 1^\circ\text{C}$ durante os ensaios de fluência.

Para o controle da temperatura, utilizou-se um termopar Chromel-Alumel instalado no centro do forno junto à parede tubular da câmara refratária. Para controle da temperatura de ensaio, empregou-se outro termopar Chromel-Alumel adaptado na região central do corpo de prova, que acoplado a um multímetro digital marca MINIPA, modelo ET-2002, permitiu a obtenção das medidas de temperatura e seu controle.

Para a realização dos ensaios de fluência em temperaturas elevadas, é necessário aguardar um período de tempo para se atingir a temperatura desejada e sua estabilização. De acordo com a norma ASTM E139-83 (1991), para se evitar a ultrapassagem do nível de temperatura estabelecido, é conveniente ajustar o controlador em cerca de 10°C abaixo desse nível e realizar pequenos ajustes temporários até se atingir o valor desejado. Na faixa de temperatura de 600 a 700°C, o tempo necessário para se atingir a temperatura pré-estabelecida e promover sua estabilização foi fixado em 1,0 hora, a partir do qual se deu início à operação de carregamento do sistema de transmissão de carga.

Convém salientar que, o peso necessário para se efetuar a operação de carregamento é determinado através de um processo de calibração e aferição prévia do sistema de transmissão de carga antes do início do ensaio. Para tanto, utilizou-se um anel dinamométrico marca SAALÉ HALE, modelo KMBM com capacidade máxima de 400Kgf e relógio comparador marca MITUTOYO com curso máximo de 10mm e sub-divisões de 0,01mm.

Antes de se iniciar o aquecimento do forno e com a máquina de fluência devidamente nivelada, instalou-se o anel dinamométrico, por meio de prolongadores, às garras inferior e superior de tração da máquina, com a alavanca de transmissão de carga em posição próxima à do eixo horizontal. Posteriormente, zerado o relógio comparador, adicionou-se pesos em pequenas parcelas até ser atingido o valor determinado para a abertura do anel dinamométrico, o qual foi previamente calculado com base nas dimensões iniciais do corpo de prova e na tensão a ser aplicada. Uma vez determinada qual a carga a ser utilizada, desmontou-se o sistema de calibração com o anel dinamométrico e instalou-se o conjunto de extensometria da máquina de fluência com o corpo de prova, para dar início ao processo de aquecimento do forno e de estabilização da temperatura, para em seguida, iniciar o ensaio. Esse procedimento foi efetuado em todos os ensaios realizados.

A Figura 56 mostra uma vista parcial do Laboratório de Fluência do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos. A Figura 57 mostra detalhes da alavanca e do perfil de carga constante da máquina de fluência.

Para o acompanhamento e obtenção das medidas de deformação dos corpos de prova durante os ensaios de fluência, foram utilizados extensômetros de altas temperaturas confeccionados em superliga NIMONIC-90 com garras de superliga NIMONIC-80A para adaptação dos corpos de prova. Os conjuntos de extensometria foram associados a transdutores do tipo LVDT-HP, alimentados por uma fonte reguladora de tensão ajustada em 24V. Os sinais dos transdutores foram enviados a registradores gráficos do tipo x-t, marca ECB, modelos RB-101 e 103. O sistema permitiu a resolução de medidas de deformação da ordem de $10^{-5}h^{-1}$. A Figura 58 mostra detalhes do conjunto de extensometria da máquina de fluência.

Os corpos de prova para ensaios de fluência foram retirados do sentido longitudinal dos cordões de solda e usinados conforme o formato e dimensões apresentados na Figura 59.

FIGURA 56 - Vista parcial do Laboratório de Fluência do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos.

FIGURA 57 - Detalhe da máquina de fluência mostrando a alavanca e o perfil de carga constante.

FIGURA 58 - Conjunto de extensometria para medida de deformação mostrando o transdutor LVDT-HP e conjunto de garras para o corpo de prova.

FIGURA 59 - Esquema do corpo de prova para ensaios de fluência. Dimensões em mm.

6.6 - Metalografia

A análise microestrutural a nível ótico foi constituída por técnicas de macrografia e micrografia.

6.6.1 - Macrografia

A técnica de macrografia constituiu-se na preparação de amostras para caracterização do cordão de solda e determinação da área de diluição. As amostras foram cortadas no sentido transversal da chapa e submetidas ao processo de lixamento por via úmida em papéis abrasivos com granulometria 180, 240, 320 e 400.

O reagente químico utilizado para a revelação do cordão de solda foi composto por 50ml de água destilada, 40ml de ácido nítrico e 10ml de ácido fluorídrico. A solução foi aquecida a 60°C, na qual as amostras permaneceram imersas durante 2min sem agitação.

6.6.2 - Micrografia

A técnica de micrografia constituiu-se na preparação de amostras para caracterização e análise microestrutural dos cordões de solda. As amostras utilizadas foram cortadas com disco abrasivo sob refrigeração e embutidas em resina de poliéster. O processo de lixamento das superfícies de interesse foi realizado por via úmida em papéis abrasivos com granulometria de 180, 240, 320, 400 e 600. Posteriormente, foram submetidas a um polimento primário em óxido de cromo. O acabamento final foi realizado em panos de polimento fino com suspensão de alumina grossa (0,3µm) e suspensão de alumina fina (0,05µm). Eventualmente, quando necessário, também foi utilizado polimento fino em pasta de diamante (0,25µm).

Os reagentes químicos utilizados para o ataque superficial das amostras investigadas variaram em função das análises microestruturais desejadas. As soluções dos reagentes químicos utilizados foram: *Água Régia*: 15ml de ácido clorídrico e 5ml de ácido nítrico e *Glicerégia*: 15ml de ácido clorídrico, 10ml de ácido nítrico, 10ml de ácido acético e 3 gotas de glicerina.

Para confecção do acervo fotográfico microestrutural foi utilizado um Microscópio Ótico marca LEICA, modelo METALLOVERT com sistema de fotografia LEICA VARIOPHOT.

6.7 - Determinação do Teor de Ferrita Delta

Os teores de ferrita delta presentes nos cordões de solda foram determinados através de medidas magnéticas utilizando-se um Ferritoscópio, marca FISCHER, modelo MP-3.

As medidas por ferritoscopia foram realizadas segundo indicações da norma AWS A4.2-74 (1975) para execução de leituras magnéticas do teor de ferrita delta em metais de solda austeníticos.

As amostras utilizadas para determinação do teor de ferrita delta foram analisadas antes e após os ensaios de fluência, possibilitando também a determinação da fração transformada de ferrita delta. Foram realizadas no mínimo 10 leituras em cada amostra.

6.8 - Microanálise Quantitativa por Microscopia Eletrônica de Varredura (Espectrometria por Dispersão de Energia de Raios X - EDS)

A análise quantitativa por dispersão de raios X foi realizada no Instituto de Física de São Carlos, da Universidade de São Paulo, com auxílio de um Microscópio Eletrônico de Varredura, marca ZEISS, modelo DSM-960 com analisador multicanal computadorizado QX-2000 da LINK ANALYTICAL. Os exames foram realizados com o microscópio eletrônico operando com um fundo de escala de 20kV, com abertura de 150 μ m, corrente de $0,149 \times 10^{-8}$ A, com tempo de varredura de 100s e profundidade do feixe em torno de 1,3 μ m.

Os dados obtidos com as análises de EDS referentes às intensidades de raios X, foram automaticamente convertidos para concentração em peso, (% em peso), para cada elemento analisado, com correção simultânea do número atômico (Z), absorção (A) e fluorescência (F), cujo programa é conhecido como Método ZAF.

O principal objetivo dessa análise quantitativa, foi o de tentar determinar alterações da composição química das

possíveis fases presentes em algumas amostras submetidas a ensaios de fluência sob diferentes condições de temperatura e tensão aplicada.

6.9 - Análise de Imagem da Região de Fratura

Para avaliação da presença e quantificação de cavidades em amostras submetidas a ensaios de fluência, foi utilizado um sistema de Análise de Imagem, marca LEICA com microscópio modelo LEITZ DMRX, adaptado a um monitor de vídeo marca SONY e microcomputador GATEWAY 2000, acessorado por um programa MOCHA IMAGE ANALYSIS SOFTWARE.

O programa permite capturar a imagem desejada e efetuar a quantificação de cavidades presentes na superfície do material por diferenças de tonalidades ou coloração, numa dada área e aumento conhecidos, fornecendo também os cálculos estatísticos de distribuição espacial.

Inicialmente, foram utilizadas amostras virgens dos cordões de solda antes de serem submetidas aos ensaios de fluência, para quantificação de inclusões, vazios e porosidades presentes. Posteriormente, foram utilizadas amostras dos corpos de prova ensaiados em fluência, as quais foram cortadas no sentido longitudinal ao cordão de solda e preparadas utilizando-se técnicas convencionais de metalografia, como descrito no item **6.6.2 - Micrografia**, porém, sem ataque químico superficial.

Foram realizadas medidas em linhas no sentido transversal a partir da extremidade de fratura e em direção ao interior do corpo de prova, com a finalidade de se avaliar o gradiente de concentração de cavidades de fluência.

6.10 - Análise da Superfície de Fratura por Microscopia Eletrônica de Varredura

O exame das superfícies de fratura das amostras ensaiadas em fluência foi realizado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, com o auxílio de um Microscópio Eletrônico de Varredura, marca ZEISS, modelo DSM 940A. Os exames fractográficos foram realizados com o microscópio operando com um fundo de escala

de 30kV, com abertura de 150 μ m e intensidade de corrente no feixe de elétrons de 80 μ A.

Todas as amostras antes de serem submetidas ao exame de fractografia, sofreram um processo de limpeza superficial com auxílio de um aparelho de ultra-som, marca THORNTON INPEC, modelo T7. Como meio de limpeza foi utilizado o álcool isopropílico.

7 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

7.1 - Caracterização da Chapa Base e dos Cordões de Solda

Os resultados das análises químicas da chapa base, dos eletrodos consumíveis e dos cordões de solda produzidos, estão apresentados na Tabela 9.

TABELA 9 - Composições químicas da chapa base, dos eletrodos consumíveis e dos cordões de solda produzidos. Valores em porcentagem em peso.

Material	Cr	Ni	Mo	C	Si	Mn	Nb	P	S
Chapa Base [a]	17,84	10,62	2,04	0,031	0,55	1,63	-	0,026	0,007
Eletrodo AWS ER-316L[b]	19,00	12,42	2,68	0,016	0,40	1,66	-	0,014	0,014
Eletrodo AWS ER-347 [c]	19,60	9,65	0,06	0,048	0,42	1,38	0,67	0,020	0,010
Cordão A [d]	18,30	11,90	2,32	0,026	0,60	1,53	-	0,019	0,007
Cordão B [e]	18,50	10,50	1,15	0,035	0,58	1,38	0,30	0,008	0,009

Fonte: [a] - Laboratório de Análises Químicas do Departamento de Materiais- EESC/USP - (0,07%Cu).

ELETROMETAL S/A. - (0,054%N).

[b] - VILLARES S/A. - (0,05%Cu).

[c] - VILLARES S/A.

[d] - Corpo de prova 1A-4. - ENGEMASA S/A.

ELETROMETAL S/A. - (0,058%N).

[e] - Corpo de prova 6B-4. - ENGEMASA S/A.

ELETROMETAL S/A. - (0,061%N).

A Figura 60 mostra o aspecto microestrutural característico da chapa base do aço inoxidável AISI-316L, no sentido longitudinal de laminação na condição como-recebida. A microestrutura da chapa base é essencialmente constituída de uma matriz austenítica contendo ferrita delta alongada e alinhada na direção de laminação.

FIGURA 60 - Microestrutura típica da chapa base de aço inoxidável austenítico AISI-316L na condição como-recebida. Secção longitudinal. Luz Polarizada. Glicerégia.

O tamanho médio de grão da microestrutura austenítica da chapa base foi determinado pelo Método de Contagem de Interceptos com Círculos Concêntricos com 500mm de comprimento total de seus perímetros, conforme descrito na norma ASTM E112-88 (1991). Foram realizadas 05 medidas em diferentes áreas da superfície da amostra, reproduzidas em fotomicrografias com aumento conhecido e fixado em 300x. O valor médio obtido de interceptos medidos, N , foi de 88,8. O tamanho de grão médio ASTM foi correspondente a 8,2 ou cerca de 20,0µm.

O teor de ferrita delta presente na chapa base foi determinado pela técnica de ferritoscopia por medida magnética. Foram realizadas 20 leituras na superfície da amostra, apresentando um valor médio para o teor de ferrita delta correspondente a 3,8% com desvio padrão de 0,5%, apresentando um valor mínimo de 3,0% e valor máximo de 4,7%.

A chapa base apresentou dureza média equivalente a 314HV com carga aplicada de 10kg.

A Figura 61 mostra os aspectos típicos obtidos pela técnica de macrografia dos cordões de solda do Tipo A e Tipo B, respectivamente.

FIGURA 61 - Aspectos macrográficos típicos dos cordões de solda (a) Tipo A e (b) Tipo B. Reagente: Solução composta por 50ml de água destilada, 40ml de ácido nítrico e 10ml de ácido fluorídrico, aquecida a 60°C por 2min sem agitação.

Realizando-se um exame das macrografias obtidas, pode-se observar que houve a ocorrência de uma deposição satisfatória associada ao tipo de chanfro utilizado na chapa base, apresentando boa penetração com a região de contorno bastante homogênea entre a área de diluição e a chapa base. Não foi constatado ao nível macrográfico, falhas de enchimento ou porosidades. De uma forma geral, a geometria dos cordões de solda apresentou-se regular e simétrica.

O cálculo da área de diluição dos cordões de solda foi realizado com base na média dos valores obtidos para 06 amostras de cada tipo de cordão produzido, sendo 01 amostra de cada chapa base utilizada. A área de diluição do cordão de solda foi determinada utilizando-se a expressão (23), onde a área do chanfro utilizado no presente trabalho e representado na Figura 52, corresponde a aproximadamente 69mm^2 e a área total do cordão de solda está representada na Figura 53.

$$\text{Área de Diluição} = \text{Área Total} - \text{Área do Chanfro} \quad (23)$$

A Tabela 10 apresenta os resultados obtidos para o cálculo da área total, área de diluição e da penetração dos cordões de solda.

TABELA 10 - Valores obtidos para a área total, área de diluição e para a penetração dos cordões de solda produzidos.

Material	Corpo de Prova	Área Total (mm^2)	Área de Diluição (mm^2)	Penetração (mm)
Cordão A	1A-4	148	79	10,0
	2A-4	149	80	9,5
	3A-4	144	75	10,2
	4A-4	150	81	12,0
	5A-4	143	74	10,1
	6A-4	152	83	10,8
		Média: $147,6 \pm 3,2$	Média: $78,6 \pm 3,2$	Média: $10,4 \pm 0,8$
Cordão B	1B-4	145	76	10,0
	2B-4	146	77	10,4
	3B-4	139	70	9,8
	4B-4	149	80	11,0
	5B-4	143	74	10,3
	6B-4	150	81	10,0
		Média: $145,3 \pm 3,7$	Média: $76,3 \pm 3,7$	Média: $10,3 \pm 0,4$

Para o cordão do Tipo A, o valor médio obtido para a área de diluição foi de $78,9\text{mm}^2$ com desvio padrão de $3,2\text{mm}^2$, cujo intervalo de medidas variou de um valor mínimo de $74,2\text{mm}^2$ a um valor máximo de $83,2\text{mm}^2$. Para o cordão do Tipo B, o valor médio obtido para a área de diluição foi de $76,5\text{mm}^2$ com desvio padrão de $3,7\text{mm}^2$, cujas medidas variaram de um valor mínimo de $70,2\text{mm}^2$ a um valor máximo de $81,2\text{mm}^2$. As penetrações foram $(11,4 \pm 0,8)\text{mm}$ e $(11,3 \pm 0,4)\text{mm}$ para os cordões Tipo A e B, respectivamente.

As Figuras 62 e 63 apresentam as micrografias óticas dos cordões de solda produzidos.

A Figura 62 mostra o aspecto típico da microestrutura na região central da área total do cordão de solda do Tipo A. A microestrutura característica é do tipo vermicular apresentando a ferrita delta distribuída regularmente na matriz austenítica, com orientação paralela ao eixo principal de solidificação. Para a determinação do índice de ferrita delta foram realizadas 15 leituras na superfície da amostra 1A-4. O valor médio obtido foi correspondente a 6,1% e desvio padrão de 0,7%, com um valor mínimo de 5,0% e um valor máximo de 7,2%.

A Figura 63 mostra o aspecto observado no cordão de solda do Tipo B. Em geral, a microestrutura é semelhante à do cordão do Tipo A, porém, em determinadas regiões distribuídas aleatoriamente pelo centro da área total do depósito, nota-se pequenas áreas com a presença de ferrita delta com um aspecto mais refinado e agrupado, bastante semelhante ao tipo *lathy* (lascada) mencionado por SUUTALA (1980). Entretanto, a característica dominante da microestrutura é do tipo vermicular com índice de ferrita delta medido na amostra 6B-4, apresentando um valor médio para 15 leituras correspondente a 7,0% e desvio padrão de 0,5%, com um valor mínimo de 6,0% e um valor máximo de 7,6%.

De acordo com as equações (1) e (2) que compõem o diagrama de Schaeffler, a relação $C_{req.}/N_{req.}$ para o cordão do Tipo A foi igual a 1,60 e para o cordão do Tipo B foi igual a 1,69. Esses resultados indicam que as microestruturas parecem estar enquadradas na categoria Tipo B proposta por SUUTALA (1980), cuja característica dominante é uma microestrutura vermicular, com o teor de ferrita delta variando entre 6 e 12%, e dentro do intervalo definido pela relação $1,48 \leq C_{req.}/N_{req.} \leq 1,95$, conforme SUUTALA (1983).

FIGURA 62 - Secção transversal do cordão de solda do Tipo A na condição como-soldado, mostrando a área central do depósito. Luz Polarizada. Água Régia.

FIGURA 63 - Secção transversal do cordão de solda do Tipo B na condição como-soldado, mostrando a área central do depósito. Luz Polarizada. Água Régia.

7.2 - Resultados dos Ensaio de Tração

A Tabela 11 apresenta os valores médios obtidos para os resultados referentes aos ensaios mecânicos de tração envolvendo os cordões de solda produzidos. Foram utilizados 02 corpos de prova para cada condição de ensaio.

TABELA 11 - Propriedades mecânicas de tração para os cordões de solda do Tipo A e Tipo B, na temperatura ambiente e a 500, 600 e 700°C.

Temperatura T (°C)	Material	Limite Convencional Escoamento $\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	Limite Resistência Tração σ_t (MPa)	Deformação Total no Alongamento ϵ (%)	Redução de Área RA (%)
Ambiente	Cordão A	310	534	55,7	75,0
	Cordão B	316	556	46,9	71,2
500	Cordão A	199	408	25,4	59,4
	Cordão B	209	427	26,2	62,4
600	Cordão A	179	349	28,5	71,2
	Cordão B	193	369	26,0	71,2
700	Cordão A	160	252	34,2	75,0
	Cordão B	180	312	28,7	77,9

A Figura 64 apresenta a variação dos valores médios para os parâmetros do limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) e limite de resistência à tração (σ_t) em função da temperatura. Nota-se que, em toda a faixa de temperatura estudada, os valores obtidos para os parâmetros de resistência mecânica em tração para o cordão do Tipo B foram superiores aos valores obtidos para o cordão do Tipo A, tanto para o limite convencional de escoamento como para o limite de resistência à tração. Em ambos os casos, houve um decréscimo contínuo nos valores desses parâmetros com o acréscimo da temperatura. Para o cordão do Tipo A, com molibdênio, houve uma redução de 36% no limite convencional de escoamento na temperatura de 500°C, quando comparado com o resultado obtido na temperatura ambiente. Foram observadas ainda, reduções em torno de 42% a 600°C e 49% a 700°C. Os valores para o limite de resistência à tração apresentaram reduções de 24% a 500°C, de 35% a 600°C e cerca de 53% a 700°C, quando comparados com o resultado obtido na temperatura ambiente.

FIGURA 64 - Variação do limite convencional de escoamento ($\sigma_{0,2\%}$) e do limite de resistência à tração (σ_t) em função da temperatura de ensaio para os cordões de solda A e B.

Para o cordão do Tipo B, com molibdênio e nióbio, houve uma redução de 34% no valor para o limite convencional de escoamento a 500°C, de 39% a 600°C e de 43% a 700°C. Enquanto que, foram notadas reduções nos valores para o limite de resistência à tração em torno de 23% a 500°C, de 34% a 600°C e cerca de 44% a 700°C, quando comparados com o valor obtido na temperatura ambiente.

Nota-se também que, em cada nível de temperatura houve uma redução mais acentuada nos valores obtidos para o cordão do Tipo A do que para o cordão do Tipo B, provavelmente devido ao efeito fortalecedor do nióbio e à presença de maior concentração de carbono no metal de solda do Tipo B (0,035%) do que no metal de solda do Tipo A (0,026%), além da maior quantidade de ferrita delta presente no cordão do Tipo B.

De acordo com LULA & BERNSTEIN (1977), são realizadas adições de nióbio em aços inoxidáveis austeníticos para reduzir a susceptibilidade à corrosão intergranular causada pela precipitação de carbeto de cromo ($M_{23}C_6$), e reduzir o nível de depressão do teor de cromo nas adjacências de contornos de grãos e de carbeto. A principal razão para a adição de nióbio reside na capacidade de formar carbeto mais estáveis que os carbeto de cromo. Esses carbeto mais estáveis (NbC), são resistentes à solubilização em temperaturas da ordem de 1300°C, conforme menciona FOLKHARD (1988), evitando também o fenômeno de sensitização pela precipitação de carbeto de cromo devido à subsequente exposição na faixa de temperatura de 590 a 820°C, como por exemplo, ocorre em processos de soldagem. De acordo com HARDING & HONEYCOMBE (1966) e SHINODA et al. (1973), adições de nióbio promovem também melhora nos níveis de resistência mecânica de aços inoxidáveis austeníticos.

FOLKHARD (1988) afirma que, o processo de fortalecimento das propriedades mecânicas de metais de solda austeníticos é semelhante ao processo em aços austeníticos contendo nióbio, porém, em cordões de solda depositados por múltiplos passes ou submetidos a tratamentos térmicos posteriores, ocorre a dissolução parcial dos carbeto de nióbio formados originalmente, reduzindo seu efeito benéfico. Nesses casos, a composição química do metal de solda deve ser compensada com maior quantidade de nióbio, aumentando a relação Nb/C.

A observação de valores mais elevados para os parâmetros de resistência mecânica em ensaios de tração, envolvendo o limite convencional de escoamento e o limite de resistência à tração para o cordão do Tipo B sobre o do Tipo A, pode estar aparentemente relacionada com a presença de carbeto ou carbonitretos de nióbio presentes no metal de solda.

A Figura 65 mostra a variação dos valores médios para os parâmetros de ductilidade envolvendo a deformação total no alongamento até ruptura (ϵ) e redução de área na fratura (R_A) em função da temperatura para os cordões de solda ensaiados em tração.

Nota-se que, os valores obtidos para a deformação total no alongamento até ruptura tendem a apresentar um decréscimo com o aumento da temperatura, atingindo um nível mínimo a 500°C. Nas temperaturas de 600 e 700°C, observa-se uma elevação moderada dos valores da deformação. Nota-se ainda que, os resultados obtidos para o cordão do Tipo A apresentam uma tendência em exibir valores levemente superiores aos obtidos

para o cordão do Tipo B. Na temperatura ambiente, o cordão do Tipo A apresentou um valor médio para a deformação no alongamento cerca de 19% superior ao valor encontrado para o cordão do Tipo B. Na temperatura de 500°C houve uma equivalência dos valores, e a 700°C, houve novamente uma superioridade em torno de 18% no valor encontrado para o cordão do Tipo A sobre o do Tipo B(*).

FIGURA 65 - Variação da deformação total no alongamento até ruptura (ϵ) e redução de área na fratura (R_A) em função da temperatura para os cordões de solda A e B ensaiados em tração.

(*) - Conforme TEGART (1966), de acordo com a Lei de Barba, os valores medidos para a deformação total no alongamento sobre corpos de prova de secções S_0 e S'_0 podem ser melhor comparáveis desde que os valores para as medidas do comprimento útil inicial, L_0 e L'_0 satisfaçam a relação $[L_0/L'_0] = [(S_0)/(S'_0)]^{1/2}$.

Com relação aos valores encontrados para a redução de área, nota-se que houve uma diminuição nos resultados obtidos na temperatura de 500°C, sendo mais acentuada para o cordão do Tipo A com cerca de 21% inferior ao valor obtido na temperatura ambiente, enquanto que, para o cordão do Tipo B houve um decréscimo de 12%. Nas temperaturas de 600 e 700°C, foram observados acréscimos nos valores da redução de área com o aumento da temperatura. A 700°C, por exemplo, o valor obtido para o cordão do Tipo A foi equivalente ao valor encontrado na temperatura ambiente. Para o cordão do Tipo B, o valor encontrado a 700°C foi 9% superior ao valor obtido na temperatura ambiente.

A Tabela 12 apresenta alguns dados convencionais referentes às propriedades mecânicas de tração para os aços inoxidáveis AISI-316L e AISI-347 e alguns valores obtidos da literatura para metais de solda 316, 316L e 347.

Comparando-se os resultados obtidos no presente trabalho (Tabela 11) com os resultados da literatura (Tabela 12), nota-se que os valores encontrados para o limite convencional de escoamento foram superiores aos valores convencionais para os aços AISI-316L e AISI-347, e similares para o limite de resistência à tração. Na temperatura ambiente, nota-se que os valores para a deformação total no alongamento até ruptura foram equivalentes, enquanto que, em temperaturas elevadas foram obtidos valores inferiores aos valores convencionais para os aços inoxidáveis utilizados para comparação. Entretanto, foram observados valores superiores para a redução de área na temperatura ambiente para os metais de solda produzidos.

Com relação aos valores fornecidos pela literatura especializada, nota-se uma oscilação nos resultados em função das numerosas variáveis envolvidas nos processos de soldagem e composição química dos metais de solda. Para o metal de solda do Tipo A produzido no presente trabalho, os valores obtidos para o limite de resistência à tração, deformação total no alongamento até ruptura e redução de área foram superiores aos valores fornecidos para o metal de solda do tipo 316 investigado por THOMAS (1979) nas temperaturas de 600 e 700°C. Entretanto, os valores para o limite de resistência à tração a 500 e 600°C, foram inferiores quando comparados com os resultados fornecidos por POLGÁRY (1985).

Para o metal de solda do Tipo B, nota-se valores superiores para os parâmetros de ductilidade envolvendo a deformação total no alongamento e a redução de área, quando

comparados com os valores fornecidos por FOLKHARD (1988) e THOMAS & POOLE (1955). Entretanto, foram observados valores inferiores para o limite convencional de escoamento e limite de resistência à tração na temperatura ambiente.

TABELA 12 - Propriedades mecânicas de tração de aços e metais de solda inoxidáveis, conforme dados da literatura.

Material	Temperatura (°C)	Limite Convenc. Escoamento $\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	Limite Resist. Tração σ_t (MPa)	Deformação Total no Alongamento ϵ (%)	Redução de Área R_A (%)	Ref.
Aço AISI-316L	T.A. 538 593 649	232 117 109 98	544 392 360 321	55 55 40 50	65 - - -	HOKE (1977)
Aço AISI-347	T.A. 538 593 649	263 177 174 171	600 420 402 372	50 40 40 50	65 - - -	HOKE (1977)
Metal de Solda-316 [a]	500 600 700	- 250 165	525 280 170	27 15 12,5	30 24 40	THOMAS (1979)
Metal de Solda-316L [b]	500 600 700	- - -	480 420 250	- - -	- - -	POLGÁRY (1985)
Metal de Solda-316 [c]	600	268	315	-	53	THOMAS & YAPP (1978)
Metal de Solda-347 [d]	T.A. (1) T.A. (2) T.A. (3)	418 545 390	538 700 590	30 30 40	40 50 65	THOMAS & POOLE (1955)
Metal de Solda-347 [e]	T.A.	484	650	37,4	-	FOLKHARD (1988)

[a] - THOMAS, R.G. (1979) - (0,08°C), MMAW, Longitudinal, 6-8% ferrita delta.

[b] - POLGÁRY, S. (1985) - (~0,03°C), MMAW, Longitudinal.

[c] - THOMAS, R.G.; YAPP, D. (1978) - (0,03°C), SMAW, Transversal, 4,5FN.

[d] - THOMAS JR., R.D.; POOLE, L.K. (1955) - Longitudinal.

(1) - (0,087°C)

(2) - (0,080°C)

(3) - (0,036°C)

[e] - FOLKHARD, E. (1988) - (0,043°C), SMAW, Longitudinal, 9,1FN.

A análise comparativa dos resultados obtidos em ensaios de tração no presente trabalho com a revisão realizada por WOOD (1981) referente aos valores dos parâmetros das propriedades mecânicas de tração em metais de solda austeníticos depositados pelo processo manual, demonstra que os resultados obtidos para o limite convencional para os cordões de solda do Tipo A e Tipo B, nas temperaturas de 500, 600 e 700°C, se encontram abaixo da curva média proposta por WOOD (1981), mostrada na Figura 17. Entretanto, os resultados obtidos para o limite de resistência à tração e deformação total no alongamento na faixa de temperatura investigada, situaram-se dentro dos limites das curvas representativas mostradas nas Figuras 18 e 19, respectivamente.

7.3 - Resultados dos Ensaios de Fluência

A Tabela 13 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de fluência realizados na modalidade de carga constante, para os cordões de solda do Tipo A e do Tipo B, nas temperaturas de 600, 650 e 700°C e nas faixas de tensão aplicada de 180 a 400MPa, de 150 a 300MPa e de 100 a 250MPa, respectivamente.

São apresentados os valores para a tensão inicial aplicada (σ), taxa mínima de deformação no estágio secundário (ϵ°_s), deformação total no alongamento até ruptura (ϵ_r), redução de área na fratura (R_A) e tempo de ruptura (t_r).

Os valores da tensão aplicada e da taxa mínima de deformação no estágio secundário correspondem aos valores nominais em relação às dimensões originais dos corpos de prova utilizados.

As Figuras 66 a 71 mostram as curvas de fluência para a deformação total no alongamento em função do tempo de ruptura, para os diversos ensaios realizados em diferentes condições experimentais envolvendo os cordões de solda produzidos, conforme mostrado na Tabela 13.

Examinando-se essas curvas, nota-se que os cordões de solda produzidos apresentam um estágio primário reduzido com maior parcela da deformação ocorrendo basicamente nos estágios secundário e terciário de fluência. De uma forma geral, pode-se observar que para ambos os tipos de cordões de solda, ocorreu um decréscimo progressivo do tempo de ruptura com o acréscimo da temperatura e da tensão aplicada.

Nota-se ainda, a existência de dois níveis distintos de ductilidade entre os dois tipos de cordões de solda. O cordão do Tipo A, com molibdênio, apresenta um nível mais elevado de ductilidade com valores superiores para a deformação total no alongamento até a ruptura e para a redução de área quando comparados com os valores obtidos para o cordão do Tipo B, que contém molibdênio e nióbio, nas mesmas condições de temperatura e tensão aplicada. Entretanto, os tempos de ruptura foram mais curtos para o cordão do Tipo A em relação ao Tipo B para as mesmas condições de ensaio, conforme os valores apresentados na Tabela 13.

TABELA 13 - Propriedades mecânicas de fluência para os cordões de solda produzidos pelo processo de soldagem a arco submerso.

Ensaio	C.P.	T(°C)	Tensão σ (MPa)	Taxa Mínima de Deformação $\epsilon^o_s (10^{-5}h^{-1})$	Deformação Total no Alongamento $\epsilon_r(\%)$	Redução de Área RA(%)	Tempo Ruptura $t_r(h)$
114-1	2A-4	600	180	3,9	30,1	52,3	3.447,0
131-2	4A-2	600	200	20,1	41,9	55,4	1.216,0
130-2	4A-1	600	250	250,0	45,7	67,4	60,2
137-2	4A-3	600	300	741,0	43,6	53,5	29,2
126-2	3A-1	650	150	63,6	44,3	66,4	387,0
138-2	4A-4	650	175	321,0	40,7	66,9	65,8
125-2	2A-6	650	200	831,0	41,6	69,5	27,7
129-2	3A-4	650	250	11.111,0	41,6	73,4	2,1
128-2	3A-3	700	100	52,9	61,7	74,0	536,0
139-2	4A-5	700	125	176,1	54,8	73,2	159,0
127-2	3A-2	700	150	1.255,0	52,0	70,8	23,7
124-2	2A-5	700	200	24.389,0	56,0	75,0	1,4
116-1	3B-4	600	250	0,9	11,2	12,6	2.534,0
092-6	5B-2	600	300	1,9	14,3	30,6	831,0
091-6	4B-3	600	350	6,5	19,7	35,1	262,0
141-2	2B-3	600	400	196,7	22,7	40,4	9,6
087-6	3B-2	650	200	0,7	18,4	28,3	333,0
115-1	3B-3	650	250	7,9	16,3	26,0	152,0
135-2	5B-3	650	275	11,4	13,0	23,0	98,6
136-2	5B-4	650	300	39,8	15,3	25,3	65,9
140-2	5B-5	700	175	9,7	12,9	28,3	313,0
088-6	3B-6	700	200	35,5	13,6	20,6	44,3
090-6	4B-2	700	250	235,0	22,8	31,3	8,6

FIGURA 66 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo A a 600°C, (a) 180 e 200MPa e (b) 250 e 300MPa.

FIGURA 67 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo A a 650°C, (a) 150 e 175MPa e (b) 200 e 250MPa.

FIGURA 68 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo A a 700°C, (a) 100 e 125MPa e (b) 150 e 200MPa.

FIGURA 69 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo B a 600°C, (a) 250, 300 e 350MPa e (b) 400MPa.

FIGURA 70 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo B a 650°C, (a) 200 e 250MPa e (b) 275 e 300MPa.

FIGURA 71 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento até a ruptura em função do tempo de ruptura para o cordão de solda do Tipo B a 700°C, (a) 175 e 200MPa e (b) 250MPa.

As Figuras 72 e 73 apresentam a variação dos valores da deformação total no alongamento até ruptura e da redução de área, respectivamente, ambos em função da temperatura, para os cordões de solda ensaiados em fluência.

FIGURA 72 - Variação da deformação total no alongamento até ruptura por fluência em função da temperatura de ensaio, para os cordões de solda produzidos.

FIGURA 73 - Variação da redução de área na fratura por fluência em função da temperatura de ensaio, para os cordões de solda produzidos.

À título de comparação pode-se mencionar, por exemplo, que para o cordão do Tipo A com ensaio de fluência realizado na temperatura de 600°C e tensão aplicada de 250MPa, apresentou valores para a deformação total no alongamento até ruptura de 45,7% e redução de área de 67,4% apresentando um tempo de ruptura de 60,2 horas. Para o cordão do Tipo B, com ensaio de fluência realizado nas mesmas condições anteriores, foram

obtidos valores para a deformação total no alongamento até ruptura de 11,2% e redução de área e 12,6% com um tempo de ruptura de 2.534 horas. Nessas condições, as reduções observadas foram equivalentes a 75% no valor obtido para a deformação total e cerca de 86% no valor obtido para a redução de área, enquanto que, ocorreu um acréscimo superior a 4.200% sobre o tempo de ruptura para o cordão do Tipo B, quando comparados com os valores encontrados para o cordão do Tipo A, nas referidas condições de ensaio.

A Lei Potencial de Fluência, $[\dot{\epsilon}_s = A(\sigma)^n]$, ou Lei de Norton, representada pela Eq. (17), relaciona a sensibilidade da taxa de deformação no estágio secundário com a tensão aplicada quando mantêm-se a temperatura de ensaio constante, conforme mencionam BERNASCONI & PIATTI (1978).

A Figura 74 mostra o comportamento do logaritmo da taxa mínima de deformação no estágio secundário em função do logaritmo da tensão aplicada para os cordões de solda ensaiados nas temperaturas de 600, 650 e 700°C. Nessa figura, observa-se que há uma boa concordância entre os pontos experimentais e as retas ajustadas para cada uma das condições dos ensaios. Esse comportamento apresentado pode, portanto, ser perfeitamente descrito pela Lei de Norton, como será mostrado pelos valores de seus respectivos coeficientes de correlação.

Utilizando-se cálculos de regressão linear, obteve-se os valores do expoente de tensão n e da constante A em cada nível de temperatura, para ambos os cordões de solda. Foram obtidos também, os respectivos valores dos coeficientes de correlação das retas, r , para indicar o nível de concordância entre os pontos experimentais e a reta ajustada.

Para o cordão do Tipo A, na temperatura de 600°C com variação de tensão aplicada de 180 a 300MPa, foi encontrado um valor para o expoente de tensão, n , igual a 10,28 e para a constante A igual a $3,48 \times 10^{-28}$. Na temperatura de 650°C com variação da tensão aplicada de 150 a 250MPa, foi encontrado um valor para o expoente n igual a 9,95 e para a constante A igual a $1,38 \times 10^{-25}$. A 700°C, com variação da tensão aplicada de 100 a 200MPa, foi encontrado para o expoente de tensão, n , um valor correspondente a 9,05 e para a constante A igual a $2,93 \times 10^{-22}$.

A partir desses resultados para o cordão de solda do Tipo A, as seguintes expressões da Lei de Norton, definem a

dependência da taxa mínima de deformação por fluência com a tensão aplicada para cada uma das temperaturas de ensaio:

$$\dot{\epsilon}_S = 3,48 \times 10^{-28} (\sigma)^{10,28}, \text{ para } 600^\circ\text{C}; \quad (24)$$

$$\dot{\epsilon}_S = 1,38 \times 10^{-25} (\sigma)^{9,95}, \text{ para } 650^\circ\text{C}; \quad (25)$$

$$\dot{\epsilon}_S = 2,93 \times 10^{-22} (\sigma)^{9,05}, \text{ para } 700^\circ\text{C}; \quad (26)$$

com $\dot{\epsilon}_S$ expresso em h^{-1} e σ em MPa.

Enquanto que, para o cordão de solda do Tipo B, na temperatura de 600°C com as tensões aplicadas de 250 e 300MPa, foi encontrado um valor para o expoente de tensão, n , igual a 4,2 e para a constante A igual a $7,46 \times 10^{-16}$, enquanto que, para tensões de 300 a 400MPa, foi encontrado um valor para n correspondente a 15,94 e para a constante A igual $4,33 \times 10^{-45}$. Na temperatura de 650°C com variação da tensão aplicada de 200 a 300MPa, foi observado um valor para n igual a 9,57 e para a constante A igual a $7,03 \times 10^{-28}$. A 700°C , com variação da tensão aplicada de 175 a 250MPa, foi encontrado um valor para n , correspondente a 8,88 e para a constante A igual a $1,26 \times 10^{-24}$.

Da mesma forma anterior, esses resultados obtidos para o cordão do Tipo B definem as seguintes expressões para a Lei de Norton em cada uma das temperaturas analisadas:

$$\dot{\epsilon}_S = 7,46 \times 10^{-16} (\sigma)^{4,2} \text{ e} \quad (27)$$

$$\dot{\epsilon}_S = 4,33 \times 10^{-45} (\sigma)^{15,94}, \text{ para } 600^\circ\text{C}; \quad (28)$$

$$\dot{\epsilon}_S = 7,03 \times 10^{-28} (\sigma)^{9,57}, \text{ para } 650^\circ\text{C}; \quad (29)$$

$$\dot{\epsilon}_S = 1,26 \times 10^{-24} (\sigma)^{8,88}, \text{ para } 700^\circ\text{C}; \quad (30)$$

com $\dot{\epsilon}_S$ expresso em h^{-1} e σ em MPa.

Analisando-se esses valores, observa-se que, com a elevação da temperatura ocorre uma diminuição dos valores do expoente de tensão, n , tanto para o cordão do Tipo A como para o cordão do Tipo B.

A mudança no valor do expoente de tensão no mesmo nível de temperatura de 600°C para o cordão do Tipo B, pode estar intimamente relacionado com alterações dos mecanismos responsáveis pela deformação por fluência com a elevação da tensão aplicada.

FIGURA 74 - Variação da taxa mínima de deformação no estágio secundário em função da tensão aplicada para os cordões de solda do Tipo A e Tipo B.

Alterações no valor do expoente n para o mesmo nível de temperatura com a diminuição da tensão aplicada e da taxa de deformação, também foram observadas por MORRIS & HARRIES

(1978a), e têm sido interpretadas em termos de alteração do mecanismo de fluência.

O valor de n ($\sim 4,2$) para o cordão B a 600°C e tensões menores, é muito maior que o valor para o expoente de tensão esperado para o mecanismo de difusão (~ 1), o qual deve ter ocorrido em virtude de os ensaios terem sido executados na região de transição entre os mecanismos de escalagem de discordâncias e eventual processo de difusão, onde provavelmente expoentes intermediários devem ser encontrados, conforme menciona LAGNEBORG (1972).

Deve-se salientar ainda que, foram realizados os cálculos de regressão linear envolvendo apenas dois pontos, para a tensão aplicada de 250MPa com a taxa de deformação no estágio secundário igual a $0,9 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$ e para a tensão de 300MPa e taxa de deformação igual a $1,9 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$. A realização de maior quantidade de ensaios nessa faixa de tensão aplicada, poderia reduzir a margem de erro no cálculo do valor do expoente n , como por exemplo, com as tensões aplicadas de 200 e 275MPa, com tempos de ruptura previstos para 5.000 horas e 1.200 horas, respectivamente.

De uma forma geral, os valores do expoente de tensão para o cordão do Tipo B são inferiores aos valores obtidos para o cordão do Tipo A, nos mesmos níveis de temperatura, indicando que o cordão do Tipo B exibe uma tendência em apresentar valores inferiores para a taxa mínima de deformação no estágio secundário para condições semelhantes de temperatura e tensão aplicada.

A Tabela 14 apresenta os valores do expoente de tensão n , e da constante A em cada nível de temperatura, para ambos os cordões A e B. São apresentados também os valores dos coeficientes de correlação, r . Nota-se que houve uma boa concordância entre os resultados, pois o coeficiente de correlação foi superior a 0,9 em todos os casos.

Utilizando-se os dados obtidos por MATHEW et al. (1993) para a variação da taxa mínima de deformação com a tensão aplicada, para uma chapa base de aço inoxidável AISI-316 e para o metal de solda do tipo 316 depositado pelo processo de soldagem com eletrodo revestido (SMAW), calculou-se o valor para o expoente de tensão n , da constante A e dos coeficientes de correlação r , para as temperaturas de 550, 600 e 650°C e faixas de tensão aplicada de 215 a 335MPa, de 115 a 275MPa e de 95 a 195MPa, respectivamente. Os ensaios foram realizados na modalidade de carga constante e o índice

de ferrita delta para o metal de solda, avaliado antes dos ensaios de fluência, variou entre 3,4 e 4,5FN.

TABELA 14 - Valores dos expoentes de tensão n , da constante A e dos respectivos coeficientes de correlação linear, para os cordões de solda A e B ensaiados em fluência.

Material	T(°C)	Tensão Aplicada σ (MPa)	$\epsilon_s = A(\sigma)^n$		
			n	A	r
Cordão A	600	180 a 300	10,28	$3,47 \times 10^{-28}$	0,9720
	650	150 a 250	9,95	$1,38 \times 10^{-25}$	0,9933
	700	100 a 200	9,05	$2,93 \times 10^{-22}$	0,9811
Cordão B	600	250 e 300	4,20	$7,46 \times 10^{-16}$	1,0 (*)
		300 a 400	15,94	$4,33 \times 10^{-45}$	0,9096
	650	200 a 300	9,57	$7,03 \times 10^{-28}$	0,9810
	700	175 a 250	8,88	$1,26 \times 10^{-24}$	0,9987

(*) - Calculado a partir de dois pontos.

Para a chapa base, na temperatura de 550°C e faixa de tensão aplicada de 215 a 315MPa, o valor encontrado para n foi igual a 10,73 e da constante A foi igual a $1,60 \times 10^{-31}$, enquanto que, a 600°C e faixa de tensão aplicada de 155 a 300MPa, o valor para n foi igual a 9,64 e da constante A igual a $3,14 \times 10^{-27}$, e a 650°C para a faixa de tensão de 95 a 215MPa, o valor para n foi a 8,45 e da constante A igual a $7,69 \times 10^{-23}$.

Para o metal de solda do tipo 316, na temperatura de 550°C e faixa de tensão de 215 a 335MPa, foi observado um valor para o expoente n igual a 11,78 e da constante A correspondente a $2,22 \times 10^{-33}$. Na temperatura de 600°C para a faixa de tensão de 115 a 275MPa, o valor encontrado para n foi igual a 11,11 e da constante A foi igual a $3,78 \times 10^{-30}$, e a 650°C com faixa de tensão aplicada variando de 115 a 195MPa, o valor calculado para n foi igual a 8,88 e da constante A foi correspondente a $1,24 \times 10^{-23}$.

Esses resultados estão resumidos na Tabela 15 que apresenta os valores calculados do expoente de tensão n , da constante A e os respectivos coeficientes de correlação das

retas, r , calculados para a chapa base e para o metal de solda utilizados por MATHEW et al. (1993).

TABELA 15 - Valores dos expoentes de tensão n , da constante A e dos respectivos coeficientes de correlação linear, para a chapa base e para o metal de solda 316 ensaiados em fluência, calculados a partir dos dados de MATHEW et al. (1993).

Material	T(°C)	Tensão Aplicada σ (MPa)	$\epsilon^o_s = A(\sigma)^n$		
			n	A	r
Chapa Base	550	215 a 315	10,73	$1,60 \times 10^{-31}$	0,9917
	600	155 a 300	9,64	$3,14 \times 10^{-27}$	0,9840
	650	95 a 215	8,45	$7,69 \times 10^{-23}$	0,9878
Metal de Solda	550	215 e 335	11,78	$2,22 \times 10^{-33}$	0,9604
	600	115 a 275	11,11	$3,78 \times 10^{-30}$	0,9891
	650	115 a 195	8,84	$1,24 \times 10^{-23}$	0,9622

Nota-se portanto, na faixa de temperatura estudada, uma boa concordância entre os resultados calculados dos valores de n para os cordões de solda obtidos no presente trabalho com os resultados obtidos a partir dos dados de MATHEW et al. (1993).

MORRIS & HARRIES (1978a) estudando o comportamento das propriedades mecânicas de fluência, sob carga constante, de um aço AISI-316 solubilizado a 1050°C por 45min, observaram que os valores do expoente de tensão, n , apresentaram uma variação entre 22 e 3 para as faixas de temperatura entre 525 e 900°C e de tensão aplicada entre 500 e 20MPa, respectivamente.

A Figura 75 mostra uma outra forma de apresentação dos valores obtidos para a taxa mínima de deformação no estágio secundário em função da tensão aplicada, nas temperaturas de 600, 650 e 700°C para os cordões de solda produzidos no presente trabalho. Para comparação, acrescentou-se dados fornecidos na literatura por THOMAS et al. (1984), referentes a cordões de solda do tipo 316L depositados pelo processo de soldagem a arco submerso (SAW) com diferentes índices de ferrita delta.

FIGURA 75 - Variação da taxa mínima de deformação no estágio secundário em função da tensão aplicada, para os cordões de solda do Tipo A e Tipo B e dados fornecidos por THOMAS et al. (1984).

Nota-se que, os dados obtidos para a taxa mínima de deformação para o cordão de solda do Tipo A, exibem uma similaridade com os resultados obtidos por THOMAS et al. (1984) na temperatura de 600°C para níveis semelhantes de tensão aplicada. Vale lembrar que, os metais de solda utilizados por THOMAS et al. (1984) apresentaram antes dos ensaios de fluência, índices de ferrita delta variando entre 6 e 20%, enquanto que, o cordão de solda do Tipo A obtido no presente trabalho e ensaiado a 600°C, apresentou índices de ferrita delta original entre 6,2 e 6,5%. Com relação ao cordão de solda do Tipo B, nota-se que os valores obtidos para a taxa mínima de deformação no estágio secundário, são inferiores aos valores observados tanto para o cordão de solda do Tipo A como para o metal de solda estudado por THOMAS et al. (1984), para níveis semelhantes de temperatura e tensão aplicada.

A Figura 76 mostra a variação dos valores do logaritmo da tensão aplicada (σ) em função do logaritmo do tempo de ruptura (t_r) para os cordões de solda do Tipo A e do Tipo B. Nas condições estudadas, os conjuntos de pontos $\log \sigma$ em função do $\log t_r$, indicados na Figura 76, estão muito bem representados por uma linha reta, evidenciando a validade da expressão (31) sugerida por GAROFALO (1966) dada a seguir:

$$\sigma = A' (t_r)^{-n'} \quad (31)$$

onde:

A' : constante;
 t_r : tempo de ruptura;
 n' : coeficiente de sensibilidade da tensão ao tempo de ruptura.

O objetivo básico desse tipo de representação gráfica é estimar a resistência à fluência do material investigado com o tempo, levando-se em conta a tensão aplicada, para cada temperatura de ensaio.

Foram calculados os valores do expoente n' , da constante A' e do coeficiente de correlação linear entre os pontos experimentais e a reta ajustada.

Para o cordão A foram definidas as seguintes expressões na temperatura de 600°C e para as tensões aplicadas variando entre 180 e 300MPa; para a temperatura de 650°C e tensões aplicadas variando entre 100 e 250MPa; e para a temperatura de 700°C e tensões variando entre 100 e 200MPa, respectivamente:

$$\sigma = 396,05 (t_r)^{-0,0973}, \text{ para } 600^\circ\text{C}; \quad (32)$$

$$\sigma = 271,27 (t_r)^{-0,0997}, \text{ para } 650^\circ\text{C}; \quad (33)$$

$$\sigma = 210,44 (t_r)^{-0,1116}, \text{ para } 700^\circ\text{C}; \quad (34)$$

com σ expresso em MPa e t_r em horas.

Para o cordão B foram definidas as seguintes expressões para a temperatura de 600°C e tensões aplicadas de 250 e 300MPa e para as tensões aplicadas de 300 a 400MPa; para a temperatura de 650°C e tensões aplicadas variando entre 200 e 300MPa; e para a temperatura de 700°C e tensões aplicadas variando entre 175 e 250MPa, respectivamente:

$$\sigma = 908,83 (t_r)^{-0,1649} \text{ e} \quad (35)$$

$$\sigma = 462,99 (t_r)^{-0,0592}, \text{ para } 600^\circ\text{C}; \quad (36)$$

$$\sigma = 866,13 (t_r)^{-0,2507}, \text{ para } 650^\circ\text{C}; \quad (37)$$

$$\sigma = 302,02 (t_r)^{-0,0982}, \text{ para } 700^\circ\text{C}; \quad (38)$$

com σ expresso em MPa e t_r em horas.

FIGURA 76 - Variação da tensão aplicada em função do tempo de ruptura para os cordões de solda A e B ensaiados em fluência.

A Tabela 16 apresenta os valores do expoente n' , da constante A' e dos valores dos coeficientes de correlação linear das retas, r . Nota-se mais uma vez a boa concordância entre os dados experimentais e a reta ajustada, demonstrando a validade da expressão (31), sugerida por GAROFALO (1966).

TABELA 16 - Valores dos expoentes de tensão n' , da constante A' e dos respectivos coeficientes de correlação linear, para os cordões A e B ensaiados em fluência.

Material	T(°C)	Tensão Aplicada σ (MPa)	$\sigma = A' (t_r)^{-n'}$		
			n'	A'	r
Cordão A	600	180 a 300	0,0973	396,05	0,9597
	650	150 a 200	0,0997	271,27	0,9916
	700	100 a 200	0,1116	210,44	0,9833
Cordão B	600	250 e 300	0,1649	908,83	1,0 (*)
		300 a 400	0,0592	462,99	0,9049
	650	200 a 300	0,2507	866,13	0,9949
	700	175 a 250	0,0982	302,02	0,9630

(*) - Calculado a partir de dois pontos.

A Figura 77 mostra uma comparação entre os resultados obtidos no presente trabalho com os dados fornecidos por MATHEW et al. (1993) para o metal de solda do tipo 316 e metal base de aço inoxidável 316, nas temperaturas de 550, 600 e 650°C.

Quando comparados com os dados fornecidos por MATHEW et al. (1993), os cordões de solda dos Tipos A e B, apresentaram tempos de ruptura superiores aos obtidos para o metal de solda a 600 e 650°C, para níveis semelhantes de tensão aplicada. Quando comparados com o metal base de aço inoxidável 316, o cordão de solda do Tipo A apresentou valores para o tempo de ruptura inferiores nas temperaturas de 600 e 650°C para níveis similares de tensão aplicada. O cordão de solda do Tipo B, apresentou tempos de ruptura superiores a 600 e 650°C para todos os níveis de tensão utilizados para comparação.

FIGURA 77 - Variação da tensão aplicada em função do tempo de ruptura para os cordões de solda dos Tipos A e B, e uma comparação com dados fornecidos por MATHEW et al. (1993).

A Figura 78 mostra uma outra forma de apresentação da variação dos valores obtidos do tempo de ruptura em função da tensão aplicada, para as temperaturas de 600, 650 e 700°C, para os cordões de solda produzidos no presente trabalho e acrescentou-se para comparação os dados fornecidos por THOMAS et al. (1984), referentes a cordões de solda do tipo 316L com diferentes índices de ferrita delta.

Observa-se que os dados obtidos para o cordão de solda do Tipo A se enquadram dentro dos limites de dispersão para os resultados do aço 316 e na região mediana dos resultados obtidos por THOMAS et al. (1984). Todavia, o cordão de solda do Tipo B mostra um comportamento diferenciado, apresentando valores superiores para os tempos de ruptura para os mesmos níveis de tensão aplicada, com taxas de deformação bastante inferiores, como mostrado anteriormente na Figura 75.

FIGURA 78 - Variação da tensão aplicada em função do tempo de ruptura para os cordões de solda A e B, e uma comparação com dados fornecidos por THOMAS et al. (1984) para metais de solda 316L e para um aço inoxidável do tipo 316.

A sensibilidade da taxa de deformação no estágio secundário de fluência com o tempo de ruptura é definida pela expressão (39) proposta por MONKMAN & GRANT (1956), dada por:

$$\epsilon^{\circ}_S (t_r)^m = K \quad (39)$$

onde:

m: coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação no estágio secundário ao tempo de ruptura;

K: constante dependente da temperatura e do material.

A Figura 79 representa o comportamento da variação do logaritmo da taxa de deformação no estágio secundário com o logaritmo do tempo de ruptura para os cordões de solda A e B nas condições estudadas.

Para o cordão do Tipo A foram definidas as seguintes expressões de MONKMAN & GRANT (1956) para as temperaturas de 600, 650 e 700°C, respectivamente:

$$\epsilon^{\circ}_S (t_r)^{1,0287} = 0,2123, \text{ para } 600^{\circ}\text{C}; \quad (40)$$

$$\epsilon^{\circ}_S (t_r)^{0,9985} = 0,2296, \text{ para } 650^{\circ}\text{C}; \quad (41)$$

$$\epsilon^{\circ}_S (t_r)^{1,0284} = 0,3299, \text{ para } 700^{\circ}\text{C}; \quad (42)$$

com ϵ°_S expresso em h^{-1} e t_r em h.

Para o cordão do Tipo B foram definidas as seguintes expressões para as temperaturas de 600, 650 e 700°C, respectivamente:

$$\epsilon^{\circ}_S (t_r)^{0,6928} = 0,0020, \quad (43)$$

$$\epsilon^{\circ}_S (t_r)^{1,0389} = 0,0207, \text{ para } 600^{\circ}\text{C}; \quad (44)$$

$$\epsilon^{\circ}_S (t_r)^{2,3940} = 8,8827, \text{ para } 650^{\circ}\text{C}; \quad (45)$$

$$\epsilon^{\circ}_S (t_r)^{0,8774} = 0,0132, \text{ para } 700^{\circ}\text{C}; \quad (46)$$

com ϵ^o_s expresso em h^{-1} e t_r em h.

FIGURA 79 - Variação do logaritmo da taxa de deformação no estágio secundário com o logaritmo do tempo de ruptura para os cordões A e B ensaiados em fluência.

A Tabela 17 apresenta os valores dos expoentes n e m que caracterizam a sensibilidade da taxa de deformação no estágio secundário à tensão e ao tempo de ruptura, os expoentes n' e as constantes A , K e A' , bem como, os coeficientes de correlação linear r , obtidos em cada caso.

TABELA 17 - Valores dos expoentes n , n' e m , das constantes A , A' e K e dos coeficientes de correlação linear para os cordões de solda A e B ensaiados em fluência.

Material	T (°C)	$\epsilon^o_s = A(\sigma)^n$		$\sigma = A'(t_r)^{-n'}$		$\epsilon^o_s(t_r)^m = K$	
		n	A	n'	A'	m	K
Cordão A	600	10,28	$3,48 \times 10^{-28}$ $r=0,9720$	0,0973	396,05 $r=0,9597$	1,0287	0,2123 $r=0,9861$
	650	9,95	$1,38 \times 10^{-25}$ $r=0,9933$	0,0997	271,27 $r=0,9916$	0,9985	0,2296 $r=0,9991$
	700	9,05	$2,93 \times 10^{-22}$ $r=0,9811$	0,1116	210,44 $r=0,9833$	1,0284	0,3299 $r=0,9999$
Cordão B	600	4,2	$7,46 \times 10^{-16}$ $r=1,0(*)$	0,1649	908,83 $r=1,0(*)$	0,6928	0,0020 $r=1,0(*)$
		15,94	$4,33 \times 10^{-45}$ $r=0,9096$	0,0592	462,99 $r=0,9049$	1,0389	0,0207 $r=0,9999$
	650	9,57	$7,03 \times 10^{-28}$ $r=0,9810$	0,2507	866,13 $r=0,9949$	2,3940	8,8827 $r=0,9714$
	700	8,88	$1,26 \times 10^{-24}$ $r=0,9987$	0,0982	302,02 $r=0,9630$	0,8774	0,0132 $r=0,9755$

(*) - Calculados a partir de dois pontos.

A compatibilidade entre os resultados obtidos foi também analisada mediante a verificação das relações que os coeficientes A , A' e K e os coeficientes n , n' e m devem apresentar, de acordo com as expressões (17), (31) e (39).

Desta forma, obtém-se que:

$$A' = [A/K]^{-1/n} \quad (47)$$

$$n' = (m/n) \quad (48)$$

A Tabela 18 apresenta os valores de A' e n' calculados de acordo com as expressões (47) e (48) e os valores obtidos pelo ajuste da expressão (31).

TABELA 18 - Valores de A' e n' calculados pelas relações (47) e (48) e obtidos pela expressão (31).

Material	T(°C)	n'		A'	
		Relação (48)	Expressão (31)	Relação (47)	Expressão (31)
Cordão A	600	0,1001	0,0973	403,28	396,05
	650	0,1004	0,0997	271,90	271,27
	700	0,1136	0,1116	211,93	210,44
Cordão B	600	0,0652 0,1650	0,0592 0,1649	475,91 910,22	462,99 908,83
	650	0,2502	0,2507	863,86	866,13
	700	0,0988	0,0982	301,96	302,02

Nota-se que os valores calculados apresentam uma grande similaridade com os dados experimentais, demonstrando a validade das expressões (17), (31) e (39).

A análise dos dados, revela que o cordão do Tipo A apresenta menor resistência à fluência que o cordão do Tipo B, pois exibiu as maiores taxas de deformação no estágio secundário e os menores valores para o tempo de ruptura. Examinando-se os valores registrados na Tabela 11, nota-se que o cordão A apresentou valores inferiores para o limite convencional de escoamento e de resistência à tração nas temperaturas de 500, 600 e 700°C, quando comparados com os valores correspondentes obtidos para o cordão B, com nióbio.

Como já comentado, os valores do expoente de tensão n e da constante A para o cordão B, são inferiores aos valores obtidos para o cordão A, conferindo-lhe maior resistência à fluência, conforme observado pelos valores inferiores da taxa de deformação no estágio secundário. Esse comportamento, pode ser provavelmente atribuído à presença de nióbio e molibdênio promovendo o fortalecimento por solução sólida ou à precipitação de carbeto desses elementos, os quais parecem impedir parcialmente o movimento de discordâncias durante

o processo de deformação por fluência, como mencionado por CIHAL & JEZEK (1964), FOLKHARD (1988), HARDING & HONEYCOMBE (1966) e SHINODA et al. (1973).

Entretanto, esse efeito endurecedor está associado à possíveis perdas da ductilidade refletindo em valores inferiores para a deformação total no alongamento até a ruptura e para a redução de área na fratura por fluência. Tal comportamento foi observado conforme indicam os valores fornecidos na Tabela 13. A Figura 80 mostra a variação da deformação total no alongamento até a ruptura em função da tensão aplicada, para os cordões A e B ensaiados em fluência.

FIGURA 80 - Variação da deformação total no alongamento até ruptura em função da tensão aplicada para os cordões de solda A e B ensaiados em fluência.

Pode-se observar que o cordão do Tipo A exibe maior ductilidade que o cordão do Tipo B, em toda a faixa de temperatura estudada, com valores superiores para a deformação total no alongamento para níveis similares de tensão aplicada.

Como mostrado nas Figuras 76 e 79, pode-se observar que o comportamento do cordão de solda B na temperatura de 650°C é distinto dos demais, pois apresenta valores muito elevados para o coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação no estágio secundário ao tempo de ruptura, m , indicando que o material apresenta tempos de ruptura reduzidos para os níveis de tensão aplicada e para as respectivas taxas de deformação no secundário. O cordão B apresentou elevados níveis de resistência mecânica em ensaios de tração em temperaturas similares, porém essa situação não foi mantida em condições de fluência para períodos de tempos maiores.

Em geral, os valores do expoente de tensão n obtidos para os cordões A e B, aparentemente correspondem aos valores normalmente encontrados para os casos onde o fenômeno de deformação por fluência ocorre preferencialmente pelo movimento de discordâncias controlado por escalagem, conforme mencionam FROST & ASHBY (1982).

A Figura 81 mostra curvas de fluência para o cordão A nas temperaturas de 600, 650 e 700°C para a tensão aplicada de 200MPa; e, nas temperaturas de 600 e 650°C para a tensão aplicada de 250MPa, respectivamente.

A Figura 82 mostra curvas de fluência para o cordão B nas temperaturas de 600, 650 e 700°C para a tensão aplicada de 250MPa; e, nas temperaturas de 600 e 650°C para a tensão aplicada de 300MPa, respectivamente.

Essas figuras mostram que, sob condição de isotensão, o acréscimo da temperatura promove um aumento progressivo dos valores da taxa de deformação no estágio secundário, com consequente diminuição do tempo de ruptura em fluência. Observa-se ainda, os dois níveis de ductilidade verificados anteriormente, sendo que, o de maior ductilidade refere-se ao cordão do Tipo A e o de menor ductilidade refere-se ao cordão do Tipo B.

Esse tipo de representação gráfica mostrado nas Figuras 81 e 82 com variação da temperatura para um determinado nível de isotensão, possibilita estudar o efeito das variações de caráter térmico no comportamento das propriedades mecânicas de fluência. A relação matemática que envolve esse conceito, já foi fornecida anteriormente pela Eq. (20), expressa por:

FIGURA 81 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento em função do tempo de ruptura para o cordão de solda A: (a) tensão aplicada de 200MPa para as temperaturas de 600, 650 e 700°C, e (b) tensão aplicada de 250MPa para as temperaturas de 600 e 650°C.

FIGURA 82 - Curvas de fluência para a deformação total no alongamento em função do tempo de ruptura para o cordão de solda B: (a) tensão aplicada de 250MPa para as temperaturas de 600, 650 e 700°C, e (b) tensão aplicada de 300MPa para as temperaturas de 600 e 650°C.

$$\dot{\epsilon}_s^0 = A_0 \exp (-Q/RT) \quad (20)$$

onde:

- $\dot{\epsilon}_s^0$: taxa de deformação por fluência no estágio secundário;
- A_0 : constante pré-exponencial;
- Q : energia de ativação aparente para fluência (kJ/mol);
- R : constante universal dos gases (8,32J/mol K);
- T : temperatura absoluta (K).

O valor da energia de ativação do provável processo controlador do mecanismo de fluência do material estudado, pode ser estimado quando os valores da taxa de deformação no estágio secundário e o inverso da temperatura absoluta de ensaio são representados graficamente na forma $\ln \dot{\epsilon}_s^0$ em função de $1/T$, como mostrado na Figura 83.

FIGURA 83 - Variação do logaritmo da taxa de deformação no estágio secundário em função do inverso da temperatura absoluta de ensaio para os cordões de solda dos Tipos A e B.

Para o cordão A, com tensão aplicada de 200MPa e variação da temperatura entre 600 e 700°C, foi calculado por análise de regressão linear um valor para a energia de ativação Q igual a 505kJ/mol, enquanto que, para a tensão de 250MPa e temperaturas de 600 e 650°C, foi calculado um valor correspondente a 509kJ/mol. Para o cordão B, com tensão de 250MPa e variação da temperatura entre 600 e 700°C, foi calculado um valor para Q igual a 396kJ/mol, enquanto que, para a tensão de 300MPa e temperaturas de 600 e 650°C, foi encontrado um valor em torno de 409kJ/mol.

A Tabela 19 apresenta os valores da energia de ativação Q , da constante pré-exponencial A_0 , e dos respectivos coeficientes de correlação linear das retas.

TABELA 19 - Valores da energia de ativação Q , da constante pré-exponencial A_0 e dos respectivos coeficientes de correlação linear para os cordões A e B.

Material	Tensão Aplicada σ (MPa)	$\varepsilon^o_s = A_0 \exp. [- (Q/RT)]$		
		Energia Ativação Q (kJ/mol)	A_0	r
Cordão A	200	505	$2,96 \times 10^{26}$	0,9999
	250	509	$6,73 \times 10^{27}$	1,0 (*)
Cordão B	250	396	$3,20 \times 10^{18}$	0,9760
	300	409	$5,19 \times 10^{19}$	1,0 (*)

(*) - Calculado a partir de dois pontos.

Examinando-se os resultados obtidos, nota-se boa concordância entre os valores experimentais e as retas ajustadas, demonstrando a aplicabilidade da expressão (20), embora a análise de regressão linear tenha sido realizada apenas sobre dois pontos para os valores da taxa de deformação no secundário para a isotensão de 250MPa para o cordão A e 300MPa para o cordão B.

MORRIS & HARRIES (1978a) mencionam que para faixas de temperaturas e faixas de tensões semelhantes, foram obtidos valores para a energia de ativação variando entre 480 a 500kJ/mol, contudo, são superiores aos valores esperados de 270 ± 25 kJ/mol referentes ao mecanismo controlador do

processo de fluência de escalagem de discordâncias e normalmente encontrados para o aço inoxidável AISI-316. MORRIS & HARRIES (1978a) salientam ainda que diferenças de natureza microestrutural, como por exemplo a precipitação de carbeto, podem gerar alterações nos valores da energia de ativação, principalmente quando baixos índices para a taxa de deformação estão envolvidos no processo.

Não obstante, a ausência de informações na literatura sobre os valores para a energia de ativação aparente para metais de solda austeníticos, impossibilita uma análise comparativa para o estabelecimento definitivo de um mecanismo controlador do processo de fluência. Mas o provável mecanismo parece ser o de escalagem de discordâncias, mediante os valores obtidos do expoente de tensão n e de Q para os cordões A e B.

7.4 - Resultados da Análise Microestrutural

7.4.1 - Análise Metalográfica

As Figuras 84 e 85 mostram as microestruturas referentes às amostras ensaiadas em fluência dos cordões de solda do Tipo A e do Tipo B, respectivamente. As microestruturas apresentadas são representativas da região da cabeça dos corpos de prova utilizados nos ensaios realizados nas temperaturas de 600, 650 e 700°C e se referem àqueles com os maiores e menores tempos de ruptura obtidos em cada nível de temperatura.

Na Figura 84, nota-se que há indícios da ocorrência de um processo de evolução microestrutural a partir do aspecto original mostrado na Figura 62, onde observa-se uma microestrutura composta essencialmente por uma matriz austenítica com ferrita delta distribuída uniformemente. Nota-se que, à medida que há um aumento da temperatura de ensaio ou do tempo de ruptura, parece ocorrer uma transformação parcial da ferrita delta original, tanto na interface austenita-ferrita quanto no interior da ferrita delta. Percebe-se também mudanças em seu aspecto morfológico. Comportamento semelhante foi observado para o cordão de solda do Tipo B, como mostrado na Figura 85.

Medidas de ferritoscopia realizadas nas amostras que compõem as Figuras 84 e 85, confirmaram a hipótese da existência e atuação de um processo de transformação da ferrita delta durante os ensaios de fluência.

FIGURA 84 - Aspectos microestruturais da secção transversal da cabeça dos corpos de prova para o cordão do Tipo A ensaiados em fluência. Água Régia.

(a) 600°C/180MPa/ t_R =3.447h; (b) 600°C/300MPa/ t_R =29,2h;
 (c) 650°C/150MPa/ t_R =387h; (d) 650°C/250MPa/ t_R =2,1h;
 (e) 700°C/100MPa/ t_R =536h e (f) 700°C/200MPa/ t_R =1,4h.

FIGURA 85 - Aspectos microestruturais da secção transversal da cabeça dos corpos de prova para o cordão do Tipo B ensaiados em fluência. Água Régia.

(a) 600°C/250MPa/ t_r =2.534h; (b) 600°C/400MPa/ t_r =9,6h;
 (c) 650°C/200MPa/ t_r =333h; (d) 650°C/300MPa/ t_r =65,9h;
 (e) 700°C/175MPa/ t_r =313h e (f) 700°C/250MPa/ t_r =8,6h.

A fração de ferrita delta transformada foi obtida utilizando-se a Eq.(11) fornecida anteriormente. A seguir, dar-se-á uma descrição da evolução da transformação da ferrita delta e, posteriormente, os dados serão agrupados com o objetivo de facilitar o entendimento da evolução do processo.

Para o cordão do Tipo A, na amostra ensaiada a 600°C e 180MPa com tempo de ruptura correspondente a 3.447 horas, foi encontrado um teor de ferrita delta residual igual a 1,8%, ou seja, uma fração transformada equivalente a 64,7%, ao passo que, para a amostra também ensaiada na mesma temperatura, porém, com uma tensão aplicada de 300MPa e apresentando um tempo de ruptura igual a 29,2 horas, foi encontrado 4,3% de ferrita delta residual, portanto com uma fração transformada igual a 17,3%. Nota-se, um acréscimo acentuado na fração transformada de ferrita delta na temperatura de 600°C com o aumento do tempo de ruptura.

Na temperatura de 650°C, para a amostra ensaiada com tensão aplicada de 150MPa e com um tempo de ruptura igual a 387 horas, encontrou-se 0,8% de ferrita delta residual, com uma fração transformada igual a 87,3%, enquanto que, para a amostra ensaiada com tensão aplicada de 250MPa e apresentando um tempo de ruptura igual a 2,1 horas, encontrou-se um teor de ferrita residual igual a 4,2%, portanto com uma fração transformada para a ferrita delta equivalente a 30,0%.

Na temperatura de 700°C, para a amostra ensaiada com tensão aplicada de 100MPa, com tempo de ruptura igual a 536 horas, foi encontrado um valor inferior a 0,1% de ferrita delta residual, com a fração transformada superior a 97,9%, e para a amostra ensaiada com tensão de 200MPa e tempo de ruptura de 1,4 horas, observou-se para a ferrita residual um valor correspondente a 3,3%, portanto com a fração transformada de ferrita igual a 46,8%.

Para o cordão do Tipo B, na amostra ensaiada na temperatura de 600°C com tensão aplicada de 250MPa e tempo de ruptura igual a 2.534 horas, observou-se 2,5% de ferrita delta residual com 62,1% para a fração transformada, enquanto que, para a tensão aplicada de 400MPa e tempo de ruptura bem inferior, igual a 9,6 horas, foi observado um valor correspondente a 3,8% de ferrita residual, apresentando uma fração transformada igual a 24,0%.

Na temperatura de 650°C, para a amostra ensaiada com tensão aplicada de 200MPa e tempo de ruptura igual a 333

horas, encontrou-se um valor equivalente a 2,0% de ferrita delta residual com 70,6% para a fração transformada, enquanto que, somente 31,7% de transformação ocorreu para a tensão aplicada de 300MPa com um tempo de ruptura igual a 65,90 horas, com um valor correspondente a 2,8% de ferrita residual.

Na temperatura de 700°C, para a amostra ensaiada com tensão de 175MPa e com tempo de ruptura igual a 313 horas, foi medido um valor igual a 0,4% de ferrita residual, e portanto, uma fração transformada igual a 92,7%, enquanto que, com a tensão aplicada de 250MPa e tempo de ruptura igual a 8,6 horas, foi observado 2,5% de ferrita delta residual com fração transformada equivalente a 55,4%.

A Tabela 20 apresenta um resumo dos resultados obtidos das medidas de ferritoscopia realizadas nas amostras retiradas das cabeças dos corpos de prova dos cordões A e B ensaiados em fluência.

TABELA 20 - Resultados das medidas de ferritoscopia realizadas em amostras das cabeças dos corpos de prova dos cordões A e B ensaiados em fluência, para os maiores e menores tempos de ruptura.

Material	T(°C)	Tensão Aplicada σ (MPa)	Tempo Ruptura t_r (h)	Ferrita Delta		Fração Transformada (%)
				Original (%)	Final (%)	
Cordão A	600	180	3.447,0	5,1	1,8	64,7
		300	29,2	5,2	4,3	17,3
	650	150	387,0	6,3	0,8	87,3
		250	2,1	6,0	4,2	30,0
	700	100	536,0	4,8	<0,1	97,9
		200	1,4	6,2	3,3	46,8
	600	250	2.534,0	6,6	2,5	62,1
		400	9,6	5,0	3,8	24,0
Cordão B	650	200	333,0	6,8	2,0	70,6
		300	65,9	4,1	2,8	31,7
	700	175	313,0	5,5	0,4	92,7
		250	8,6	5,6	2,5	55,4

Pode-se observar portanto que, para as amostras retiradas da região da cabeça dos corpos de prova ensaiados em fluência, a fração transformada de ferrita delta sofre um acréscimo com o aumento da temperatura e, também, com o aumento do tempo de ruptura em cada nível de temperatura estudado.

Procurando-se avaliar a evolução microestrutural na região de fratura dos corpos de prova ensaiados em fluência, submetidos ao efeito conjunto da temperatura e tensão aplicada, selecionou-se algumas amostras que foram examinadas com o auxílio de um Microscópio Eletrônico de Varredura, marca ZEISS, como descrito a seguir.

7.4.2 - Microanálise Quantitativa por Microscopia Eletrônica de Varredura - (EDS)

A análise da evolução microestrutural na região da fratura dos corpos de prova ensaiados em fluência, foi realizada com base na seleção de amostras que apresentaram os maiores e menores tempos de ruptura nos diferentes níveis de temperatura, para ambos os tipos de cordões de solda produzidos.

Para o cordão de solda do Tipo A, as Figuras 86 a 88 mostram os aspectos microestruturais das amostras ensaiadas em fluência que apresentaram os maiores e menores tempos de ruptura, para cada nível de temperatura. As Figuras 89 a 91 representam as amostras para o cordão do Tipo B, respectivamente.

FIGURA 86 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo A ensaiado em fluência. Água Régia.

(a) $600^{\circ}\text{C}/180\text{MPa}/t_r = 3.447$ horas e

(b) $600^{\circ}\text{C}/300\text{MPa}/t_r = 29,2$ horas.

FIGURA 87 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo A ensaiado em fluência. Água Régia.

(a) $650^{\circ}\text{C}/150\text{MPa}/t_{\text{R}} = 387$ horas e

(b) $650^{\circ}\text{C}/250\text{MPa}/t_{\text{R}} = 2,1$ horas.

FIGURA 88 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo A ensaiado em fluência. Água Régia.

(a) $700^{\circ}\text{C}/100\text{MPa}/t_R = 536$ horas e

(b) $700^{\circ}\text{C}/200\text{MPa}/t_R = 1,4$ horas.

FIGURA 89 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo B ensaiado em fluência. Água Régia.

(a) $600^{\circ}\text{C}/250\text{MPa}/t_r = 2.534$ horas e
 (b) $600^{\circ}\text{C}/400\text{MPa}/t_r = 9,6$ horas.

FIGURA 90 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo B ensaiado em fluência. Água Régia.

(a) $650^{\circ}\text{C}/200\text{MPa}/t_r = 333$ horas e

(b) $650^{\circ}\text{C}/300\text{MPa}/t_r = 65,9$ horas.

FIGURA 91 - Aspectos microestruturais da secção longitudinal na região de fratura para o cordão do Tipo B ensaiado em fluência. Água Régia.

(a) $700^{\circ}\text{C}/150\text{MPa}/t_r = 313$ horas e

(b) $700^{\circ}\text{C}/250\text{MPa}/t_r = 8,6$ horas.

Como era esperado, observa-se também neste caso que, tanto para o cordão do Tipo A como para o cordão do Tipo B, características similares do processo de transformação da ferrita delta original com relação da dependência com o tempo de ruptura e com a temperatura de ensaio.

Medidas de ferritoscopia realizadas nessas amostras também revelaram o estabelecimento do processo de transformação de fase na região de fratura.

Analogamente ao caso anterior, a seguir dar-se-á uma descrição da evolução do processo de transformação e, posteriormente, todos os resultados serão agrupados para facilitar o seu entendimento.

Para o cordão do Tipo A, na amostra ensaiada na temperatura de 600°C com tensão aplicada de 180MPa, observou-se uma quantidade de ferrita delta residual inferior a 0,1%, portanto, uma fração transformada superior a 98%, enquanto que, para a tensão de 300MPa, foi observado apenas 26,9% de transformação, com 3,8% de ferrita residual. Na temperatura de 650°C, para a amostra ensaiada com tensão aplicada de 150MPa, foi observado um valor inferior a 0,1% de ferrita residual, com uma fração transformada superior a 98,5%, enquanto que, com a tensão de 250MPa foi notada uma quantidade de ferrita delta residual equivalente a 3,2%, apresentando uma fração transformada igual a 46,7%. Na temperatura de 700°C e com tensão aplicada de 100MPa, foi observado um valor para a ferrita residual inferior a 0,1% com a fração transformada igual a 97,9%, enquanto que, cerca de 88,7% de transformação ocorreu para a tensão de 200MPa, onde foi observado cerca de 0,7% de ferrita delta residual.

Para o cordão do Tipo B, na temperatura de 600°C e tensão aplicada de 250MPa, foi observado 1,7% de ferrita residual com a fração de ferrita delta transformada equivalente a 74,2%, enquanto que, para a tensão de 400MPa foi encontrado um valor para o teor de ferrita residual igual a 3,7% apresentando apenas 26,0% de transformação. Na temperatura de 650°C e tensão aplicada de 200MPa, foi observado a fração de ferrita delta transformada de 86,8% com cerca de 0,9% de ferrita residual, enquanto que, para a tensão de 300MPa foi notado um valor igual a 2,1% de ferrita delta residual com 48,8% de fração transformada. Na temperatura de 700°C, para a amostra ensaiada com a tensão de 175MPa, foi encontrado uma fração transformada igual a 92,7% com apenas 0,4% de ferrita residual, ao passo que, para a tensão aplicada de 250MPa, foi

observado um valor para a ferrita residual igual a 1,3% com a fração transformada equivalente a 76,8%.

A Tabela 21 apresenta os resultados das medidas de ferritoscopia para as amostras retiradas da região de fratura dos corpos de prova ensaiados em fluência.

TABELA 21 - Resultados das medidas de ferritoscopia realizadas em amostras da região de fratura dos corpos de prova dos cordões A e B ensaiados em fluência, para os maiores e menores tempos de ruptura.

Material	T(°C)	Tensão Aplicada σ (MPa)	Tempo Ruptura t_r (h)	Ferrita Delta		Fração Transformada (%)
				Original (%)	Final (%)	
Cordão A	600	180	3.447,0	5,1	<0,1	98,0
		300	29,2	5,2	3,8	26,9
	650	150	387,0	6,3	<0,1	98,5
		250	2,1	6,0	3,2	46,7
	700	100	536,0	4,8	<0,1	97,9
		200	1,4	6,2	0,7	88,7
Cordão B	600	250	2.534,0	6,6	1,7	74,2
		400	9,6	5,0	3,7	26,0
	650	200	333,0	6,8	0,9	86,8
		300	65,9	4,1	2,1	48,8
	700	175	313,0	5,5	0,4	92,7
		250	8,6	5,6	1,3	76,8

As Figuras 92 e 93 agrupam todos esses resultados e mostram a variação da fração transformada de ferrita delta em função do tempo de ruptura e da temperatura de ensaio, para as medidas realizadas na cabeça dos corpos de prova e na região de fratura, para todos os ensaios de fluência realizados.

A cinética de transformação da ferrita delta original exibe um perfil com formato aparentemente sigmoidal, sendo mais rápida na região de fratura do que na região da cabeça dos corpos de prova, para todos os níveis de temperatura estudados. Portanto, a presença de tensão e/ou deformação aumenta a taxa de transformação da ferrita delta.

Pode-se observar que, à medida em que ocorre um acréscimo na temperatura de ensaio, há uma aceleração no processo de transformação, a qual é refletida pela maior parcela da fração transformada de ferrita delta.

FIGURA 92 - Variação da fração transformada de ferrita delta em função do tempo de ruptura e da temperatura de ensaio, na região da cabeça e da fratura dos corpos de prova ensaiados em fluência, para o cordão do Tipo A.

FIGURA 93 - Variação da fração transformada de ferrita delta em função do tempo de ruptura e da temperatura de ensaio, na região da cabeça e da fratura dos corpos de prova ensaiados em fluência, para o cordão do Tipo B.

Uma vez confirmado o estabelecimento de um processo de transformação da ferrita delta original durante os ensaios de fluência, procurou-se identificar quais as composições químicas das fases oriundas do produto da transformação, por

meio da realização de alguns exames de microanálise quantitativa por espectrometria de dispersão de energia de raios X. Para tanto, foi utilizada a mesma sequência de amostras ensaiadas em fluência e registradas nas Figuras 86 a 91. Foram analisados os elementos ferro, cromo, níquel, molibdênio, silício, manganês e nióbio.

A Tabela 22 apresenta os dados referentes às microanálises realizadas em amostras da chapa base na condição como-recebida e dos cordões de solda virgens na condição como-soldado. As Tabelas 23 e 24 apresentam os dados referentes às microanálises realizadas em amostras ensaiadas em fluência para os cordões de solda do Tipo A e Tipo B, respectivamente. Os teores dos elementos analisados são fornecidos em % em peso, e referem-se em cada caso, às composições químicas da matriz e da fase presente em maior proporção.

Vale lembrar que, o exame de microanálise realizado, permitiu avaliar apenas fases que apresentaram uma espessura visível no plano de polimento maior que $1,0\mu\text{m}$. Fases ou precipitados com espessura ou diâmetro menores, não puderam ser avaliados por esta técnica.

Deve-se salientar também que, foram realizadas várias microanálises em pontos distintos da mesma amostra e que apresentaram resultados semelhantes.

TABELA 22 - Composições químicas resultantes dos exames de microanálise em amostras da chapa base na condição como-recebida e dos cordões de solda virgens na condição como-soldado. Valores em % em peso^(*).

Material		Fe	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	Nb	Fe/Cr	Mo/Cr
Chapa	M	66,55	18,53	10,80	2,01	0,43	1,68	-	3,59	0,11
Base	F	65,87	21,52	7,66	2,90	0,73	1,33	-	3,06	0,13
Cordão	M	64,35	18,78	12,37	2,49	0,51	1,50	-	3,43	0,13
Tipo A	F	65,20	22,63	6,88	3,70	0,60	0,99	-	2,88	0,16
Cordão	M	65,52	18,01	12,69	2,17	0,91	0,60	0,10	3,63	0,12
Tipo B	F	65,45	21,11	7,97	3,17	0,92	1,05	0,34	3,10	0,15

(*) - M: Matriz austenítica,

F: Fase presente em maior proporção (ferrita delta).

TABELA 23 - Composições químicas resultantes de exames de microanálise em amostras do cordão de solda do Tipo A ensaiadas em fluência, para os maiores e menores tempos de ruptura, em cada nível de temperatura. Valores em % em peso (*).

Condição		Fe	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	Fe/Cr	Mo/Cr
600°C	M	65,74	17,88	11,94	2,14	0,50	1,80	3,68	0,12
180MPa	F	56,33	31,45	3,09	6,76	1,03	1,34	1,79	0,21
tr:3.447h									
600°C	M	65,36	18,00	12,74	2,04	0,51	1,35	3,63	0,11
300MPa	F	45,11	39,49	5,29	8,29	0,67	1,17	1,14	0,21
tr:29,2h									
650°C	M	65,50	17,69	12,74	1,96	0,56	1,56	3,70	0,11
150MPa	F	58,67	26,55	5,39	7,18	1,02	1,19	2,21	0,27
tr:387h									
650°C	M	65,22	18,08	12,57	2,18	0,57	1,38	3,61	0,12
250MPa	F	60,96	24,99	5,23	6,83	0,87	1,13	2,44	0,27
tr:2,1h									
700°C	M	65,05	18,12	12,58	2,04	0,60	1,61	3,59	0,11
100MPa	F	57,17	28,87	5,04	6,55	0,93	1,44	1,98	0,23
tr:536h									
700°C	M	64,49	18,36	12,66	2,30	0,54	1,66	3,51	0,13
200MPa	F	60,65	25,96	5,80	5,18	0,96	1,44	2,34	0,20
tr:1,4h									

(*) - M: Matriz austenítica,
F: Fase analisada.

De acordo com KEOWN & THOMAS (1981), a ferrita delta atua como núcleo para futuras transformações de fase que ocorrem em temperaturas elevadas. A ferrita delta sendo mais rica em cromo e molibdênio quando comparada com a matriz austenítica, permite uma provável transformação em fase sigma, carbeto e outras fases secundárias, sob condições de envelhecimento térmico ou após ensaios de fluência em aço inoxidável do tipo 316, conforme declaram WEISS & STICKLER (1972) e LAI (1983a).

TABELA 24 - Composições químicas resultantes de exames de microanálise em amostras do cordão de solda do Tipo B ensaiadas em fluência, para os maiores e menores tempos de ruptura, em cada nível de temperatura. Valores em % em peso (*).

Condição		Fe	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	Nb	Fe/Cr	Mo/Cr
600°C	M	67,30	18,14	11,11	1,15	0,56	1,56	0,18	3,71	0,06
250MPa	F	59,64	28,82	4,74	4,11	1,34	1,35	0,13	2,07	0,14
tr:2.534h										
600°C	M	64,99	17,94	12,56	2,31	0,57	1,63	<0,1	3,62	0,13
400MPa	F	51,36	33,19	7,20	6,25	0,60	1,40	<0,1	1,55	0,19
tr:9,6h										
650°C	M	66,93	18,31	11,54	0,99	0,53	1,54	0,16	3,65	0,05
200MPa	F	63,77	27,05	3,78	3,28	0,97	1,14	<0,1	2,36	0,12
tr:333h										
650°C	M	66,85	18,20	11,46	1,28	0,61	1,46	0,14	3,67	0,07
300MPa	F	61,95	28,83	3,34	3,72	1,09	1,07	<0,1	2,15	0,13
tr:65,9h										
700°C	M	67,56	18,20	11,21	1,04	0,60	1,28	0,12	3,71	0,06
175MPa	F	60,23	30,09	3,90	3,90	1,06	0,81	0,24	2,00	0,13
tr:313,3h										
700°C	M	67,26	18,13	11,19	1,13	0,58	1,52	0,19	3,71	0,06
250MPa	F	58,39	30,89	5,42	3,45	0,55	1,15	0,14	1,89	0,11
tr:8,6h										

(*) - M: Matriz austenítica,
F: Fase analisada.

A análise dos resultados obtidos revelam que, as mudanças microestruturais observadas no presente trabalho, apresentam alguma concordância com o comportamento exibido pela transformação da ferrita delta sob o efeito da exposição prolongada em temperaturas elevadas, envolvendo metais de solda dos tipos 316 e 316L mencionados por GILL et al. (1986), GILL et al. (1989), RAGHUNATHAN et al. (1979) e SLATTERY et al. (1983), que obtiveram como produto principal da transformação a fase sigma e carbeto de cromo do tipo $M_{23}C_6$.

SLATTERY et al.(1983), por exemplo, investigando um metal de solda do tipo 316 após tratamentos térmicos de envelhecimento a 625°C por 1.000 horas, notaram para a matriz austenítica do metal de solda na condição como-soldado, a composição química equivalente a 63,7%Fe; 20,05%Cr; 10,9%Ni e 2,7%Mo, enquanto que, para a fase identificada como ferrita delta foi observada a composição com 61,6%Fe; 26,0%Cr; 5,8%Ni e 4,9%Mo. Após o tratamento térmico de envelhecimento, foi constatada a transformação parcial da ferrita delta, com uma fração transformada equivalente a 94%. Para a matriz austenítica, foi obtida a composição química contendo 63,9%Fe; 19,5%Cr; 11,5%Ni e 3,1%Mo, enquanto que, para a ferrita delta residual foi observada a composição com 71,9%Fe; 18,2%Cr; 4,6%Ni e 4,5%Mo. Também foi encontrada como produto da transformação, a presença de uma nova fase contendo 58,8%Fe; 29,3%Cr, 4,1%Ni e 6,7%Mo, a qual foi identificada como fase sigma.

De acordo com os resultados obtidos no presente trabalho, as composições químicas das fases analisadas, apresentam certa similaridade com os resultados das composições químicas da fase sigma, conforme dados da literatura mencionados anteriormente. Evidentemente, faz-se necessário uma análise mais detalhada das possíveis fases e tipos de precipitados existentes em cada condição de ensaio, no presente trabalho, para caracterização do produto da transformação da ferrita delta original. Para tanto, indica-se o método de extração de precipitados por via úmida com posterior análise de difratometria de raios X e exame por microscopia eletrônica de transmissão.

7.4.3 - Análise de Imagem

Para a avaliação da quantidade de cavidades formadas nos cordões de solda durante o processo de fluência, foram selecionadas algumas amostras representativas, levando-se em conta as maiores e menores quantidades de deformação total no alongamento e os maiores e menores tempos de ruptura, para ambos os cordões de solda produzidos.

As Figuras 94(a), 94(b) e 94(c) mostram as regiões de fratura no sentido longitudinal das amostras selecionadas do cordão A, e as Figuras 94(d) e 94(e) mostram regiões de fratura das amostras selecionadas do cordão B.

FIGURA 94 - Regiões de fratura no sentido longitudinal de amostras do cordão A: (a) 600°C, 180MPa, $t_r=3.447h$; (b) 700°C, 100MPa, $t_r=536h$; (c) 700°C, 200MPa, $t_r=1,4h$; e do cordão B: (d) 600°C, 250MPa, $t_r=2.534h$ e (e) 700°C, 250MPa, $t_r=8,6h$.

Para efeito de comparação, foram introduzidas as amostras dos cordões A e B, na condição como-soldado, com o principal objetivo de avaliar o nível de inclusões, vazios e porosidades existentes na microestrutura após o processo de deposição, portanto, em condições de isenção de qualquer contribuição ou danos provocados pela deformação por fluência. Em todos os casos, as medidas realizadas foram efetuadas com aumento equivalente a 100x.

Na análise de imagem dos cordões A e B, na condição como-soldado, foram realizadas medidas em três regiões distintas de cada amostra no sentido longitudinal do cordão. Cada quadro analisado corresponde a uma área equivalente a $1,08\text{mm}^2$, portanto, a área total analisada em cada amostra foi correspondente a $3,24\text{mm}^2$. Essa análise permitiu a obtenção do número total de objetos medidos (inclusões, vazios e porosidades), a área correspondente à cada objeto, bem como, a área total equivalente ocupada pelos mesmos.

As Figuras 95 e 96 representam os resultados das medidas referentes aos cordões A e B, respectivamente. São apresentadas as áreas ocupadas por cada objeto medido e os histogramas representando a avaliação da quantidade de objetos em função de suas áreas em determinados intervalos.

Como mostrado na Figura 95, os resultados da análise no cordão A, apresentaram 22 objetos totalizando uma área equivalente a $457\mu\text{m}^2$, numa área total examinada igual a $3,24\text{mm}^2$. A área do maior objeto medido foi correspondente a $59\mu\text{m}^2$. É mostrado ainda, o histograma apresentando 20 objetos com área variando entre 0 e $50\mu\text{m}^2$ ou cerca de 91% do total de objetos medidos e 02 objetos registrados com área variando entre 50 e $100\mu\text{m}^2$ ou cerca 9% do total. Convém salientar que, o limite inferior definido pela capacidade de leitura do equipamento utilizado, correspondente à área do menor objeto medido equivalente a $2,97\mu\text{m}^2$. No presente caso, foram observados 08 objetos com área de $2,97\mu\text{m}^2$.

A Figura 96 mostra os resultados obtidos para o cordão B. Foram indicados no total 37 objetos ocupando uma área equivalente a $992\mu\text{m}^2$. Nesse caso, a área total examinada também foi correspondente a $3,24\text{mm}^2$. O maior objeto medido apresentou área igual a $95\mu\text{m}^2$. O histograma mostra a presença de 32 objetos medidos, ou 87% do total, com área variando entre 0 e $50\mu\text{m}^2$, e 05 objetos ou cerca de 13%, com área no intervalo de 50 a $100\mu\text{m}^2$. Foram observados 06 objetos com área de $2,97\mu\text{m}^2$.

FIGURA 95 - Concentração de inclusões, vazios e porosidades no cordão Tipo A na condição como-soldado.

FIGURA 96 - Concentração de inclusões, vazios e porosidades no cordão Tipo B na condição como-soldado.

As Figuras 97 a 106 representam os resultados das quantificações de objetos medidos e seus respectivos histogramas referentes às amostras ensaiadas em fluência dos cordões A e B, nas condições experimentais indicadas. Nesses casos, foram realizadas medidas num primeiro nível no sentido horizontal próximo da extremidade de fratura e num segundo nível, imediatamente abaixo desse primeiro, porém mais afastado da região de fratura do corpo de prova. Foram realizadas medidas em seis quadros em cada amostra, totalizando a área analisada igual a $6,48\text{mm}^2$, sendo três medidas na região próxima à fratura ou borda, correspondente ao primeiro nível, e três medidas no segundo nível.

Para a amostra do cordão A ensaiada em fluência na temperatura de 600°C com tensão aplicada de 180MPa e tempo de ruptura equivalente a 3.447 horas, foi obtido um valor correspondente a 52,3% de redução de área e deformação total no alongamento em torno de 30%. Para esse caso ocorreu a presença de cavidades com tamanhos e formatos variados, oriundas do processo de fluência e dispersas por toda a região de fratura, como mostrado na Figura 94(a).

A Figura 97 apresenta as quantificações de cavidades e seu respectivo histograma.

Para maior clareza na apresentação dos resultados, todos os pontos que representam objetos com área superior a $500\mu\text{m}^2$ foram excluídos dos gráficos para a variação da área do objeto em função do número de objetos, porém, foram mantidos nos histogramas nas respectivas faixas de concentração para todas as análises realizadas.

Ainda na Figura 97, as leituras realizadas no primeiro nível ou borda, indicaram a presença de 313 objetos ocupando área equivalente a $85.600\mu\text{m}^2$, sendo que, o maior objeto medido apresentou área igual a $16.900\mu\text{m}^2$. No histograma correspondente, nota-se a presença de 197 objetos ou 63% do total medido no primeiro nível, com área variando no intervalo entre 0 e $50\mu\text{m}^2$, onde foram observados 09 objetos com área igual a $2,97\mu\text{m}^2$. No segundo nível, conforme mostra a Figura 98, foram observados 177 objetos ocupando área correspondente a $9.400\mu\text{m}^2$, com o maior objeto medido apresentando área igual a $781\mu\text{m}^2$. Pode-se observar no histograma, que foram indicados 130 objetos com área variando entre 0 e $50\mu\text{m}^2$ ou cerca de 73% do total. Foram observados ainda, 12 objetos com área igual a $2,97\mu\text{m}^2$.

FIGURA 97 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão A ensaiada a 600°C e 180MPa com tempo de ruptura de 3.447 horas.

FIGURA 98 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão A ensaiada a 600°C e 180MPa com tempo de ruptura de 3.447 horas.

Para a amostra do cordão A, ensaiada a 700°C com tensão aplicada de 100MPa e tempo de ruptura de 536 horas, foi observado o maior nível de ductilidade com 61,7% de deformação total no alongamento e 74% de redução de área na fratura, cujo aspecto microestrutural está mostrado na Figura 94(b). A Figura 99 mostra os resultados referentes às leituras realizadas no primeiro nível próximo à extremidade de fratura, onde foram observados 229 objetos ocupando área equivalente a $71.800\mu\text{m}^2$, sendo que, o maior objeto medido apresentou área igual a $37.500\mu\text{m}^2$. O respectivo histograma, indica 151 objetos que apresentaram área no intervalo de 0 a $50\mu\text{m}^2$ ou cerca de 66% do total, com 07 objetos apresentando área de $2,97\mu\text{m}^2$. Na Figura 100, estão apresentados os resultados das medidas referentes ao segundo nível, onde foram indicados 105 objetos ocupando área equivalente a $6.700\mu\text{m}^2$, com o maior objeto ocupando área de $712\mu\text{m}^2$. No histograma, nota-se que foram registrados 79 objetos no intervalo de 0 a $50\mu\text{m}^2$, ou cerca de 75% do total, com 12 objetos apresentando área igual a $2,97\mu\text{m}^2$.

Na Figura 101, são mostrados os resultados referentes à amostra do cordão A ensaiada a 700°C com tensão aplicada de 200MPa, a qual apresentou o menor tempo de ruptura com 1,4 horas, cujo aspecto da região próxima da fratura está mostrado na Figura 94(c). Não foi observada a presença pronunciada de cavidades de fluência, provavelmente devido ao curto espaço de tempo necessário para ocorrer a ruptura do corpo de prova, apesar do expressivo nível de ductilidade com cerca de 56% de deformação total no alongamento e 75% de redução de área. Foram registrados apenas 85 objetos no primeiro nível, que ocuparam área equivalente a $11.900\mu\text{m}^2$, sendo que, o maior objeto medido apresentou área igual a $5.600\mu\text{m}^2$. O histograma mostra que para o intervalo de área variando entre 0 e $50\mu\text{m}^2$, foram observados 63 objetos ou 74% das medidas realizadas com 24 objetos com área de $2,97\mu\text{m}^2$. No segundo nível, foram observados 93 objetos ocupando área equivalente a $4.800\mu\text{m}^2$, com o maior objeto medido apresentando área igual a $611\mu\text{m}^2$. No histograma correspondente, pode-se notar que 76 objetos permaneceram dentro da faixa de 0 a $50\mu\text{m}^2$ ou cerca de 82% do total, como mostrado na Figura 102. Nesse caso, foram observados 11 objetos medidos com área igual a $2,97\mu\text{m}^2$.

FIGURA 99 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 100MPa com tempo de ruptura de 536 horas.

FIGURA 100 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 100MPa com tempo de ruptura de 536 horas.

FIGURA 101 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 200MPa com tempo de ruptura de 1,4 horas.

FIGURA 102 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 200MPa com tempo de ruptura de 1,4 horas.

Para o cordão B, a amostra ensaiada a 600°C com tensão aplicada de 250MPa, cujo aspecto está mostrado na Figura 94(d), apresentou o maior tempo de ruptura com cerca de 2.534 horas e os menores níveis de ductilidade com cerca de 11% de deformação total no alongamento e 12,6% de redução de área na fratura. Como mostrado anteriormente na Figura 94(d), o material apresentou a superfície de fratura inclinada. Nesse caso, as medidas para a avaliação da quantidade de cavidades, acompanharam a inclinação da superfície de fratura. A Figura 103 mostra os resultados das medidas realizadas no primeiro nível a partir da extremidade de fratura, contendo 114 objetos que ocuparam área correspondente a $13.200\mu\text{m}^2$. O maior objeto medido apresentou área igual a $3.900\mu\text{m}^2$. No histograma correspondente, pode-se observar que foram indicados 72 objetos, ou 63% do total, no intervalo de 0 a $50\mu\text{m}^2$, sendo que, 25 objetos apresentaram área com $2,97\mu\text{m}^2$. Na Figura 104, nota-se que foram indicados 84 objetos no segundo nível, ocupando área equivalente a $3.100\mu\text{m}^2$, sendo que, o maior objeto medido apresentou área igual a $448\mu\text{m}^2$. O histograma mostra que 70 objetos ou 83% do total, apresentaram área entre 0 e $50\mu\text{m}^2$, dos quais 36 objetos com área de $2,97\mu\text{m}^2$.

A Figura 105 representa os resultados para a amostra do cordão B, mostrada na Figura 94(e), ensaiada na temperatura de 700°C com tensão aplicada de 250MPa, a qual apresentou o menor tempo de ruptura com 8,6 horas e os maiores níveis de ductilidade com deformação total no alongamento igual a 22,8% e redução de área equivalente a 31,3%. Pode-se observar que, as medidas realizadas no primeiro nível, apresentaram 71 objetos ocupando área de $8.100\mu\text{m}^2$, com o maior objeto com área equivalente a $3.450\mu\text{m}^2$. No histograma correspondente nota-se que, 45 objetos permaneceram dentro do intervalo com área de 0 a $50\mu\text{m}^2$, ou 63% do total, com 16 objetos apresentando área de $2,97\mu\text{m}^2$. A Figura 105 mostra 55 objetos medidos no segundo nível e ocupando área de $3.100\mu\text{m}^2$, com o maior objeto apresentando área de $739\mu\text{m}^2$. O histograma mostra 42 objetos com área entre 0 e $50\mu\text{m}^2$, ou cerca de 76% do total, com 15 objetos apresentando área de $2,97\mu\text{m}^2$.

Para facilitar a análise dos resultados obtidos, os dados foram resumidos na forma das Tabelas 25 e 26. A Tabela 25 apresenta os valores do número total de objetos medidos, da área equivalente ocupada pelos objetos e da área do maior objeto medido, para os cordões A e B na condição como-soldado.

FIGURA 103 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão B ensaiada a 600°C e 250MPa com tempo de ruptura de 2.534 horas.

FIGURA 104 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão B ensaiada a 600°C e 250MPa com tempo de ruptura de 2.534 horas.

FIGURA 105 - Concentração de cavidades de fluência no primeiro nível da amostra do cordão B ensaiada a 700°C e 250MPa com tempo de ruptura de 8,6 horas.

FIGURA 106 - Concentração de cavidades de fluência no segundo nível da amostra do cordão B ensaiada a 700°C e 250MPa com tempo de ruptura de 8,6 horas.

A Tabela 26 apresenta os resultados das análises de imagem das amostras ensaiadas em fluência. São apresentados os valores para o número total de objetos medidos, da área equivalente ocupada pelos objetos e da área do maior objeto medido, para as quantificações realizadas no primeiro nível próximo da extremidade de fratura e no segundo nível.

TABELA 25 - Valores obtidos por análise de imagem para a quantificação de inclusões, vazios e porosidades nos cordões de solda A e B na condição como-soldado.

Material	Número Total de Objetos	Área Equivalente (μm^2)	Área do Maior Objeto Medido (μm^2)
Cordão A como-soldado	22	457	59
Cordão B como-soldado	37	992	95

A análise desses resultados revela que, foram obtidos valores expressivos para o parâmetro das áreas equivalentes ocupadas pelos objetos medidos e quantidades significantes de cavidades originadas pelo processo de deformação por fluência em ambos os cordões de solda, quando comparados com os resultados obtidos para os cordões de solda A e B na condição como-soldado.

Para o cordão A, a maior quantidade de cavidades foi observada no primeiro nível próximo à extremidade de fratura para a amostra ensaiada a 600°C com tensão aplicada de 180MPa, a qual apresentou o maior tempo de ruptura com cerca de 3.447 horas. Esse fato está também associado aos níveis de ductilidade apresentados pelo material. Comparando-se os resultados obtidos para a área equivalente ocupada pelos objetos medidos na região próxima da fratura com os do segundo nível, nota-se que houve a presença de um gradiente de concentração, decrescendo de $86.500\mu\text{m}^2$ para $9.400\mu\text{m}^2$, respectivamente, representando uma redução em torno de 89% nesses valores. Nota-se a presença de grandes cavidades ocupando área equivalente a $16.500\mu\text{m}^2$. Em geral, a forma ou tamanho final das cavidades presentes estão associadas a um processo de nucleação, crescimento e coalescimento dessas

microcavidades durante a deformação e também das condições de temperatura e tempo de exposição durante os ensaios de fluência.

TABELA 26 - Valores obtidos por análise de imagem para a quantificação de inclusões, vazios, porosidades e cavidades de fluência em amostras ensaiadas dos cordões A e B.

Material	Primeiro Nível			Segundo Nível		
	Número Total de Objetos	Área Equivalente (μm^2)	Área Maior Objeto (μm^2)	Número Total de Objetos	Área Equivalente (μm^2)	Área Maior Objeto (μm^2)
Cordão A						
600°C, 180MPa $\epsilon_r=30,1\%$ $A_r=52,3\%$ $t_r=3.447\text{h}$	313	85.600	16.900	177	9.400	781
700°C, 100MPa $\epsilon_r=61,7\%$ $A_r=74,0\%$ $t_r=536\text{h}$	229	71.800	37.500	105	6.700	712
700°C, 200MPa $\epsilon_r=56,0\%$ $A_r=75,0\%$ $t_r=1,4\text{h}$	85	11.900	5.600	93	4.800	611
Cordão B						
600°C, 250MPa $\epsilon_r=11,2\%$ $A_r=12,6\%$ $t_r=2.534\text{h}$	114	13.200	3.900	84	3.100	448
700°C, 250MPa $\epsilon_r=22,8\%$ $A_r=31,3\%$ $t_r=8,6\text{h}$	71	8.100	3.450	55	3.100	739

Para o maior nível de ductilidade observado, referente à amostra ensaiada a 700°C com tensão aplicada de 100MPa, também foi notado um gradiente de concentração elevado nos valores da área ocupada com cerca de 91% de redução no segundo nível em comparação com os resultados obtidos no

primeiro nível. Foi também observada a presença de grandes cavidades com área igual a $37.500\mu\text{m}^2$, representando cerca de 50% da área total ocupada por cavidades nessa região.

Para a amostra do cordão A ensaiada a 700°C e 200MPa, a qual apresentou o menor tempo de ruptura com 1,4 horas, foi notado o menor nível de concentração de cavidades com gradiente equivalente a 60% de redução. A menor quantidade de cavidades formadas nesse caso, deve estar associada ao menor tempo de exposição do material às condições de fluência, não permitindo a formação exagerada de microcavidades ou adiantado processo de coalescimento, apesar de ter apresentado níveis elevados de ductilidade.

Para o cordão B os resultados demonstram que, para a amostra ensaiada a 600°C com tensão aplicada de 250MPa, a qual apresentou o maior tempo de ruptura e menores índices de ductilidade, foi registrado um valor inferior para a área equivalente ocupada pelos objetos medidos quando comparada com a amostra do cordão A, com o maior tempo de ruptura e ensaiada em condições relativamente similares. Contudo, também foi observado um gradiente de concentração correspondente a 77% de redução para os valores da área equivalente, decrescendo de $13.200\mu\text{m}^2$ para $3.100\mu\text{m}^2$. Nota-se entretanto, a expressiva redução do valor obtido para a área ocupada por cavidades quando comparado com o valor obtido de $86.500\mu\text{m}^2$ para a amostra do cordão A ensaiada a 600°C . Nesse caso, foram observados os menores níveis de ductilidade para o cordão B que, associado ao aspecto inclinado da superfície da fratura, aparentemente indica algum modo de fratura de natureza cisalhante.

Os maiores níveis de ductilidade no cordão B, foram encontrados para a amostra ensaiada a 700°C com tensão aplicada de 250MPa, a qual apresentou o menor tempo de ruptura. Nesse caso, também foram observados baixos valores, tanto para a quantidade de cavidades formadas quanto para a respectiva área equivalente ocupada. Pode-se notar ainda, a presença de um gradiente de concentração em torno de 62% referente à relação existente entre o parâmetro das áreas ocupadas entre os primeiros e segundos níveis. O número de objetos medidos foi inferior ao caso anterior.

De uma forma geral, a concentração de cavidades originadas por danos causados pela deformação por fluência e suas respectivas áreas, foram superiores para o cordão A em relação ao cordão B, tanto para situações onde ocorreram tempos de ruptura longos ou curtos como para níveis elevados

ou não de ductilidade. Esses resultados indicam a existência de um efeito endurecedor da matriz do cordão de solda do Tipo B em relação à do cordão de solda do Tipo A, possivelmente provocado pela ação conjunta de adições de molibdênio e nióbio e pelo teor mais elevado de ferrita delta verificado no cordão Tipo B, os quais atuam como agentes inibidores da propagação de trincas provocadas pela formação de cavidades oriundas do processo de deformação por fluência, e melhorando assim, os níveis de resistência mecânica em temperaturas elevadas, conforme mencionam POLGÁRY (1985) e SMITH & FARRAR (1993).

7.5 - Aspectos Típicos da Superfície de Fratura - (MEV)

Os resultados dos exames de microscopia eletrônica de varredura das superfícies de fratura das amostras ensaiadas em fluência, demonstram a caracterização de dois níveis distintos de ductilidade comentados anteriormente. Foram confirmados os níveis de maior ductilidade para o cordão do Tipo A e o de menor ductilidade para o cordão do Tipo B. Foram selecionadas algumas amostras ensaiadas em fluência, levando-se em conta tempos de ruptura mais elevados com as menores quantidades de deformação total no alongamento e menores tempos de ruptura com maiores quantidades de deformação no alongamento.

Os resultados obtidos estão mostrados nas Figuras 107 e 108, que representam os aspectos típicos das superfícies de fratura das amostras dos cordões A e B, respectivamente. Convém salientar que, foram realizados exames em várias amostras de cada tipo de cordão de solda e em diferentes condições experimentais, tendo sido observados aspectos superficiais de fratura com níveis intermediários de ductilidade aos representados pelos aspectos reproduzidos nessas figuras.

Nota-se nas Figuras 107(a) 107(b) a presença acentuada de cavidades de fluência com tamanhos variados e fortes indícios da ocorrência de um adiantado processo de coalescimento na superfície de fratura da amostra ensaiada na temperatura de 600°C com tensão aplicada de 180MPa, a qual apresentou um valor para a deformação total no alongamento correspondente a 30,1% e 52,3% de redução de área, com tempo de ruptura em torno de 3.447 horas. Nas Figuras 107(c) e 107(d), pode-se notar também grande quantidade de cavidades de fluência na superfície de fratura da amostra ensaiada a 700°C com tensão

FIGURA 107 - Aspectos típicos das superfícies de fratura do cordão A:
(a) e (b) 600°C, 180MPa, $t_r=3.447h$ e $\epsilon_r=30,1\%$; e
(c) e (d) 700°C, 200MPa, $t_r=1,4h$ e $\epsilon_r=56,0\%$.

FIGURA 108 - Aspectos típicos das superfícies de fratura do cordão B:
(a) e (b) 600°C, 250MPa, $t_r=2,534h$ e $\epsilon_r=11,2\%$; e
(c) e (d) 700°C, 250MPa, $t_r=8,6h$ e $\epsilon_r=22,8\%$.

aplicada de 200MPa, caracterizando o elevado nível de ductilidade com 56% de deformação total no alongamento e 75% de redução de área, com tempo de ruptura de 1,4 horas. Devido ao curto período de exposição nessa temperatura, nota-se um grau inferior de coalescimento onde são observadas cavidades com tamanho menos avantajado, em função da elevada taxa de deformação no estágio secundário correspondente a $0,24h^{-1}$, muito superior a $3,85 \times 10^{-5}h^{-1}$, obtida no caso anterior.

Na Figura 108, nota-se nitidamente que as superfícies de fratura para o cordão B, apresentam grau inferior de ductilidade quando comparadas com o do cordão A. As Figuras 108(a) e 108(b), referem-se à amostra ensaiada a 600°C com tensão aplicada de 250MPa, a qual apresentou o menor nível de ductilidade com 11,2% de deformação no alongamento e 12,6% de redução de área, com tempo de ruptura de 2.534 horas. Pode-se observar que, a superfície de fratura apresenta um aspecto dúctil. São observadas trincas secundárias separando a região com maior ductilidade da região com menor ductilidade. Esse aspecto da superfície de fratura, pode estar possivelmente relacionado com a presença de regiões com diferentes níveis de resistência mecânica, sendo que, a de maior resistência deve estar associada às regiões contendo maior concentração de carbeto ou carbonitretos de nióbio regularmente distribuídos pela matriz do cordão de solda do Tipo B, dificultando a livre movimentação de discordâncias.

Como mencionado anteriormente, o provável mecanismo controlador do processo de deformação por fluência no estágio secundário parece ser o de escalagem de discordâncias, conforme mostram os valores para o expoente de tensão n . A possível presença de carbeto de nióbio no cordão de solda Tipo B, pode estar contribuindo para a maior resistência mecânica dificultando a movimentação de discordâncias, e como o processo de fluência é termicamente ativado e fortemente dependente do tempo, deverá transcorrer um maior período de tempo nessa faixa de temperatura para que linhas de discordâncias possam ultrapassar esses obstáculos, conforme mencionam HARDING & HONEYCOMBE (1966) e SHINODA et al. (1973). O aspecto cisalhante observado na superfície de fratura deve estar possivelmente associado ao conceito descrito anteriormente, conduzindo aos baixos níveis de ductilidade.

As Figuras 108(c) e 108(d) referem-se à amostra do cordão B ensaiada a 700°C com tensão aplicada de 250MPa, a qual apresentou deformação total no alongamento igual a 22,8% de redução de área, com tempo de ruptura em torno de 8,6 horas.

Nota-se nesse caso, aspectos da superfície de fratura com maior parcela da região dúctil quando comparado com o caso anterior, porém menos dúctil do que os aspectos observados no cordão do Tipo A.

Vale lembrar que, para o cordão B, foram observados valores inferiores para a taxa mínima de deformação no estágio secundário e tempos de ruptura superiores aos obtidos para as amostras do cordão A ensaiadas em fluência em condições similares.

Em ambos os casos, tanto para o cordão A como para o cordão B, os resultados preliminares das análises por microscopia eletrônica de varredura das superfícies de fratura, revelaram aspectos de natureza tipicamente transgranular com diferentes níveis de ductilidade, com modos de ruptura por *dimples*.

8 - CONCLUSÕES

a) Na condição como-soldado, o cordão de solda Tipo A (316L) apresentou composição química contendo 2,32%Mo e teor médio de ferrita delta original igual a 6,1%. O cordão de solda do Tipo B (347) apresentou 1,15%Mo e 0,30%Nb com teor médio de ferrita delta original igual a 7,0%.

b) Na temperatura ambiente, os valores para o limite convencional de escoamento foram superiores em 33% para o cordão de solda do Tipo A e cerca de 20% para o cordão de solda do Tipo B, em relação aos valores convencionais mencionados para os aços AISI-316L e AISI-347, respectivamente. Foram observados valores similares para o limite de resistência à tração e para os parâmetros de ductilidade.

c) Em temperaturas elevadas, os valores obtidos para o limite convencional de escoamento foram superiores em cerca de 65% para o cordão de solda do Tipo A e cerca de 10% para o cordão de solda do Tipo B, em relação aos valores convencionais mencionados para os aços AISI-316L e AISI-347, respectivamente. Os valores observados para o limite de resistência à tração foram similares a 500°C e inferiores a 600 e 700°C. Valores inferiores para os parâmetros de ductilidade para os cordões de solda foram observados quando comparados com os valores mencionados para os aços convencionais.

d) Sob condições de fluência, o cordão de solda do Tipo B apresentou tempos de ruptura superiores aos observados para o cordão de solda do Tipo A, para os mesmos níveis de temperatura e de tensão aplicada.

e) Dois níveis distintos de ductilidade foram observados em fluência. O de maior ductilidade refere-se ao cordão de solda do Tipo A e o de menor ductilidade refere-se ao cordão de solda do Tipo B.

f) Os valores para o expoente de tensão n para os cordões de solda dos Tipos A e B são similares e correspondem aos valores normalmente encontrados para aços inoxidáveis austeníticos. Nesses casos, o processo de deformação por fluência é aparentemente controlado por escalagem de discordâncias.

g) Os resultados dos exames de ferritoscopia revelaram que os cordões de solda produzidos apresentaram diferentes níveis da fração transformada de ferrita delta após os ensaios de fluência. O processo de transformação é fortemente dependente do tempo, da temperatura e da tensão aplicada.

h) Os resultados dos exames de microanálise nos cordões de solda após os ensaios de fluência, revelaram que o principal produto da transformação da ferrita delta original, provavelmente, deve ser a fase sigma.

i) Foram observados gradientes de concentração de cavidades de fluência na região da fratura dos cordões de solda. Os níveis de maior concentração de cavidades foram observados para o cordão de solda do Tipo A.

Finalmente pode-se concluir que, o cordão de solda Tipo B, contendo molibdênio e nióbio, apresentou maior resistência à deformação por fluência que o cordão de solda Tipo A, contendo molibdênio, mostrando valores inferiores para a taxa mínima de deformação no estágio secundário e tempos de ruptura mais longos, porém, exibindo menor ductilidade nas mesmas condições de temperatura e de tensão aplicada.

9 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

a) Realizar a complementação dos estudos de avaliação microestrutural, efetuando-se a identificação das prováveis fases presentes, bem como, os tipos de precipitados existentes nas regiões com e sem aplicação de tensão sob condições de fluência. Sugere-se as técnicas de extração de precipitados com posterior análise por difratometria de raios X e de microscopia eletrônica de transmissão.

b) Efetuar maior quantidade de ensaios de fluência utilizando-se uma faixa mais ampla de temperatura com diferentes níveis de tensão aplicada, visando melhor caracterizar os parâmetros constituintes das expressões convencionais de fluência.

c) Realizar análises mais detalhadas das superfícies de fratura por fluência, utilizando-se a técnica de microscopia eletrônica de varredura, procurando correlacionar o modo de fratura com os diferentes níveis de temperatura e de tensão aplicada.

10 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON SUBMERGED ARC WELDING.
Submerged arc welding. (1983). In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS.
Metals handbook: welding, brazing and soldering. 9.ed. Metals
Park, Ohio. v.6, p.114-52.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS.
Wrought stainless steels. (1980). In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS.
Metals handbook: properties and selection: stainless steels, tool
materials and special-purpose metals. 9.ed. Metals Park, Ohio.
v.3, p.3-40.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1991). Standard practice
for conducting creep, creep-rupture, and stress-rupture tests of
metallic materials - Designation: E139-83 (Reapproved 1990). In:
Annual Book of ASTM Standards: metals-mechanical testing; elevated and
low-temperature tests, metallography. Philadelphia. v.03.01,
p.309-19.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1991). Standard practice
for elevated temperature tension tests of metallic materials -
Designation E21-79 (Reapproved 1988). In: Annual Book of ASTM
Standards: metals-mechanical testing; elevated and low-temperature
tests, metallography. Philadelphia. v.03.01, p.190-96.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1991). Standard test
methods for determining average grain size - Designation E112-88.
In: Annual Book of ASTM Standards: metals-mechanical testing; elevated
and low-temperature tests, metallography. Philadelphia. v.03.01,
p.280-305.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1991). Standard test
methods for tension testing of metallic materials (metric) -
Designation E8M-90a. In: Annual Book of ASTM Standards: metals-
mechanical testing; elevated and low-temperature tests, metallography.
Philadelphia. v.03.01, p.146-60.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. (1975). Standard procedures for calibrating
magnetic instruments to measure the delta ferrite content of austenitic
stainless steel weld metal - Designation AWS A4.2-74 (Approved 1975).
Miami. p.1-16.
- ASHBY, M.F. (1972). A first report on deformation-mechanism maps.
Acta Metallurgica, v.20, n.7, p.887-97, Dec.
- BARCIK, J. (1983). The kinetics of σ -phase precipitation in AISI-310
and AISI-316 steels. Metallurgical Transactions A, v.14A, n.4,
p.635-41, Apr.

- BARR, R.Q., ed. (1971). A review of factors affecting the selection of steels for refining and petrochemical applications. Connecticut, Climax Molybdenum. 56p.
- BECKITT, F.R. (1969). The formation of sigma-phase from delta ferrite in a stainless steel. Journal of The Iron and Steel Institute, v.207, p.632-38, May.
- BERGGREN, R.G. et al. (1978). Structure and elevated temperature properties of type 308 stainless steel weld metal with varying ferrite contents. Welding Journal, v.57, p.167s-74s, Jun.
- BERNASCONI, G. & PIATTI, G. (1978). Creep of engineering material and structure. London, Applied Science. p.201.
- BINKLEY, N.C. et al. (1974) Effects of slight compositional variations on type E308 electrode deposits. Welding Journal, v.53, p.91s-5s, Feb.
- BREWER, L.; CHANG, S. (1973). Constitution of ternary alloys. In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals handbook: metallography, structures and phase diagrams. 8.ed. Metals Park, Ohio. v.8, p.377-434.
- BROOKS, J.A. et al. (1983). Microstructural origin to the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, v.14A, n.7, p.1217-81, Jul.
- BROOKS, J.A. et al. (1984). A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking. Welding Journal, v.63, n.3, p.71s-83s, Mar.
- BROOKS, J.A.; THOMPSON, A.W. (1991). Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds. International Materials Reviews, v.36, n.1, p.16-44.
- BUENO, L.O. (1987). Máquinas-protótipos para ensaios de fluência em metais a altas temperaturas - Parte I - Detalhes de construção e montagem do equipamento. In: ENCONTRO DE TECNOLOGIA E UTILIZAÇÃO DE AÇOS NACIONAIS, II, Rio de Janeiro, 1987. UFRJ. p.916-34.
- CHANDELL, R.S. (1990). Electrode melting and plate melting efficiencies of submerged arc welding and gas melt arc welding. Materials Science and Technology, v.6, n.8, p.772-77, Aug.
- CHUANG, T.J.; RICE, J.R. (1973). The shape of intergranular creep cracks growing by surface diffusion. Acta Metallurgica, v.21, n.12, p.1625-28, Dec.
- CIHAL, V.; JEZEK, J. (1964). Some observations on the nature of precipitating phases in 18/9/Nb steels. Journal of The Iron and Steel Institute, v.202, Part 2, p.124-27, Feb.

- COBLE, R.L. (1963). A model for boundary diffusion controlled creep in polycrystalline materials. Journal of Applied Physics, v.34, n.6, p.1679-82, Jun.
- CLIMAX MOLYBDENUM. (1966). Stainless steel and the chemical industry. New York. 140p.
- COLOMBIER, R.; HOCHMANN, J. (1968). Aceros inoxidables aceros refractarios. Bilbao, Urmo. 625p.
- CROSSMAN, F.W.; ASHBY, M.F. (1975). The non-uniform flow of polycrystals by grain-boundary sliding accommodated by power-law creep. Acta Metallurgica, v.23, n.4, p.425-40, Apr.
- DAVANAS, K.; SOLOMON, A.A. (1990). Theory of intergranular creep cavity nucleation, growth and interaction. Acta Metallurgica, v.38, n.10, p.1905-16, Oct.
- DEIGHTON, M. (1970). Solubility of $M_{23}C_6$ in type 316 stainless steel. Journal of The Iron and Steel Institute, v.208, p.1012-14, Nov.
- DeLONG, W.T. (1974). Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. Welding Journal, v.53, p.273s-86s, Jul.
- DeLONG, W.T. et al. (1956). Measurement and calculation of ferrite in stainless-steel weld metal. Welding Journal, v.35, p.521s-28s, Nov.
- DOLBY, R.E. (1982). Advances in the welding metallurgy of steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCES IN THE PHYSICAL METALLURGY AND APPLICATIONS OF STEELS, Liverpool, 1981. Proceedings. London, The Metals Society. p.111-25.
- DORN, J.E. (1954). Some fundamental experiments on high temperature creep. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v.3, p.85-116.
- EDMONDS, R.T. et al. (1979). Residual elements have significant effects on the elevated-temperature properties of austenitic stainless steel welds. In: SYMPOSIUM ON PROPERTIES OF AUSTENITIC STAINLESS STEELS AND THEIR WELD METALS, Atlanta, Nov. 1977. American Society for Testing and Materials. p.56-68.
- FARRAR, R.A. (1985). Influence of microsegregation on phase transformations and properties of type 316 weld metals at elevated temperatures. In: CONFERENCE ON STAINLESS STEELS'84, Göteborg, 1984. Proceedings. London, Institute of Metals, p.336-42.
- FARRAR, R.A. ; THOMAS, R.G. (1983). The microstructure and phase transformations in duplex 316L submerged arc weld metals. Journal of Materials Science, v.18, p.3461-74.

- FARRAR, R.A. et al. (1985). Phase transformation and impact properties of type 17-8-2 austenitic weld metals. Journal of Materials Science, v.20, n.8, p.2828-38, Aug.
- FENN, R. (1987). The welding metallurgy of stainless steel. Welding & Metal Fabrication, v.55, n.7, p.380-86, Oct.
- FISCHER, G.J.; MACIAG, R.J. (1977). The wrought stainless steels. In: PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. Handbook of stainless steels. New York, McGraw-Hill. Cap.1, p.1-10.
- FOLKHARD, E. (1988). Welding metallurgy of stainless steels. New York, Springer-Verlag. 279p.
- FOULDS, J.R. et al. (1983). Deformation behavior of a 16-8-2 GTA weld as influenced by its solidification substructure. Metallurgical Transactions A, v.14A, n.7, p.1357-66, Jul.
- FROST, H.J.; ASHBY, M.F. (1982). Deformation mechanics maps. Oxford, Pergamon Press. p.62-3.
- GAROFALO, F. (1960). Resistance to creep deformation and fracture in metals and alloys. American Society for Testing and Materials. p.82-98. Special Technical Publication N°283.
- GAROFALO, F. (1966). Fundamentals of creep and creep-rupture in metals. 2.ed. New York, Macmillan. 258p.
- GILL, T.P.; GNANAMORTHY, J.B. (1982). A method for quantitative analysis of delta-ferrite, sigma and $M_{23}C_6$ carbide phases in heat treated type 316 stainless steel weldments. Journal of Materials Science, v.17, n.5, p.1513-18, May.
- GILL, T.P. et al. (1986). Transformation of delta-ferrite during the post weld heat treatment of type 316L stainless steel weld metal. Welding Journal, v.65, n.5, p.122s-28s, May.
- GILL, T.P. et al. (1989). On microstructure-property correlation of thermally aged type 316L stainless steel weld metal. Metallurgical Transactions A, v.20A, n.6, p.115-24, Jun.
- GILL, T.P. et al. (1992). Influence of carbon on the transformation kinetics of delta-ferrite in type 316 stainless steel weld metals. Scripta Metallurgica et Materialia, v.27, n.3, p.313-18.
- GITTUS, J. (1975). Creep viscoelasticity and creep fracture in solids. London, Applied Science Publishers. 725p.
- GOOCH, T.G. (1985). Welding and weldability of stainless steels. In: CONFERENCE ON STAINLESS STEELS '84, Göteborg, 1984. Proceedings. London, Inst.of Metals. p.249-61.

- GOODWIN, G.M. et al. (1972). A study of ferrite morphology in austenitic stainless steel weldments. Welding Journal, v.41, n.9, p.425s-29s, Sept.
- GOWRISANKAR, I. et al. (1987). Effect of the number of passes on the structure and properties of submerged arc welds of AISI type 316L stainless steel. Welding Journal, v.65, p.147s-54s.
- GREENFIELD, P. (1972). Creep of metals at high temperatures. London, Mills & Boon. 54p.
- GUIMARÃES, G.E. (1994). Efeitos do insumo de calor e consumíveis sobre a ferrita delta em soldas de aço inoxidável austenítico tipo 304 soldado a arco submerso. São Carlos, 1994. 118p. Dissertação (Mestrado) - Escola de engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- HAIGH, J.R. (1977). Creep crack growth in a type 316 stainless steel weld metal. Welding Journal, v.56, n.5, p.149s-53s, May.
- HARDING, H.J.; HONEYCOMBE, R.W.K. (1966). Effect of stacking fault precipitation on the mechanical properties of austenitic steels. Journal of The Iron and Steel Institute, v.204, Part 3, p.259-67.
- HAUSER, D.; VANECHO, J.A. (1982). Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds. Welding Journal, p.37s-44s, Feb.
- HAWKINS, T.; HULTGREN, R. (1973). Constitution of binary alloys. In: AMERICAN SOCIETY FOR METAL. Metals handbook: metallography, structures and phase diagrams. 8.ed. Metals Park, Ohio. v.8, p.251-376.
- HERRING, C. (1950). Diffusional viscosity of a polycrystalline solid. Journal of Applied Physics, v.21, p.437-45, May.
- HOKE, J.H. (1977). Mechanical properties of stainless steels at elevated temperatures. In: PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. Handbook of stainless steels. New York, McGraw-Hill. Cap.21, p.1-20.
- HORTON, C.A.P. et al. (1982). apud SMITH, J.J.; FARRAR, R.A. (1993). Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI 300 series weld metals. International Materials Reviews, v.38, n.1, p.25-51.
- HULL, F.C. (1973). Effects of composition on embrittlement of austenitic stainless steels. Welding Journal, v.52, n.3, p.104s-13s, Mar.
- INAGAKI, M.; OKADA, A. (1969). A method for determining the optimum welding condition under the given groove condition. Transaction of National Research Institute for Metals, v.11, n.2, p.27-42.

- IRVINE, K.J. et al. (1969). The strength of austenitic stainless steels. Journal of The Iron and Steel Institute, v.207, p.1017-28, July.
- KEOWN, S.R.; THOMAS, R.G. (1981). Role of delta ferrite in thermal aging of type 316 weld metals. Metal Science, v.15, n.9, p.386-92, Sept.
- KING, R.T. et al. (1974). Relation between mechanical properties and microstructure in CRE type 308 weldments. Welding Journal, v.53, p.307s-13s, Jul.
- KLUEH, R.L.; EDMONDS, D.P. (1986). Chemical composition effects on the creep of type 316 and 16-8-2 stainless steel weld metal. Welding Journal, v.65, n.6, p.156s-62s, Jun.
- KOELLHOFFER, L. et al. (1988). Welding processes and practices. New York, John Wiley & Sons. 482p.
- LAGNEBORG, R. (1972). Dislocation mechanisms in creep. International Reviews, v.17, n.2, p.130-46.
- LAI, J.K.L. (1983a). A study of precipitation in AISI type 316 stainless steel. Materials Science and Engineering, v.58, n.2, p.195-209, Apr.
- LAI, J.K.L. (1983b). A review of precipitation behaviour in AISI type 316 stainless steel. Materials Science and Engineering, v.61, n.2, p.101-09, Nov.
- LAI, J.K.L.; HAIGH, J.R. (1979). Delta-ferrite transformations in a type 316 weld metal. Welding Journal, v.58, n.1, p.1s-6s, Jan.
- LAI, J.K.L. et al. (1981). Precipitate phases in type 316 austenitic stainless steel resulting from long-term high temperature service. Materials Science and Engineering, v.49, n.1, p.19-29, Jun.
- LEFÈBVRE, J. et al. (1985). Welding consumables for AISI 316 high temperature weldments. In: CONFERENCE ON STAINLESS STEEL'S 84, Göteborg, 1984. Proceedings. London, Institute of Metals. p.330-35.
- LEITNAKER, J.M. (1982). Prevention of Chi and Sigma phases formation in aged 16-8-2 weld metal. Welding Journal, p.9s-12s, Jan.
- LEONE, G.L.; KERR, H.W. (1982). The ferrite to austenite transformation in stainless steels. Welding Journal, v.61, n.1, p.13s-21s, Jan.
- LIAW, P.K. (1992). Life-prediction technology for aging plants and structural components. The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, v.44, n.2, p.32-3, Feb.

- LIAW, P.K. et al. (1992). Predicting the life of high-temperature structural components in power plants. The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, v.44, n.2, p.43-8, Feb.
- LIPPOLD, J.C.; SAVAGE, W.F. (1979). Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part 1 - A proposed mechanism. Welding Journal, v.58, n.12, p.362s-74s, Dec.
- LIPPOLD, J.C.; SAVAGE, W.F. (1980). Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part 2 - The effect of alloy composition on ferrite morphology. Welding Journal, v.59, n.2, p.485-58s, Feb.
- LULA, R.A.; BERNSTEIN, I.M. (1977). Residual and minor elements in stainless steels. In: PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. Handbook of stainless steels. New York, McGraw-Hill. Cap. 14, p.1-14.
- MARSHALL, A.W.; FARRAR, J.C.M. (1985). Influence of residuals on properties of austenitic stainless steel weld metal with particular reference to energy industries. In: CONFERENCE ON STAINLESS STEEL'S 84, Göteborg, 1984. Proceedings. London, Institute of Metals. p.271-85.
- MATHEW, M.D. et al. (1991). Transformation of δ ferrite in type 316 stainless steel weld metal during creep deformation. Materials Science and Technology, v.7, n.6, p.533-35.
- MATHEW, M.D. et al. (1993). A comparative study of the creep rupture properties of type 316 stainless steel base and weld metal. Journal of Engineering Materials and Technology, v.115, n.2, p.163-70.
- MILLER, D.A.; LANGDON, G. (1979). Creep fracture maps for 316 stainless steel. Metallurgical Transactions A, v.10A, n.11, p.1635-41, Nov.
- MOHAMED, F.A.; LANGDON, T.G. (1974). Deformation mechanism maps based on grain size. Metallurgical Transactions, v.5, p.2339-45, Nov.
- MONKMAN, F.C.; GRANT, N.J. (1956). An empirical relationship between rupture and minimum creep rate in creep rupture tests. Proceedings. ASTM. v.56, p.595-620.
- MORRIS, D.G.; HARRIES, D.R. (1978a). Creep and rupture in type 316 stainless steel at temperatures between 525 and 900°C - Part I: creep rate. Metal Science, v.12, n.11, p.525-31, Nov.
- NABARRO, F.R.N. (1948). apud HERRING, C. (1950). Diffusional viscosity of a polycrystalline solid. Journal of Applied Physics, v.21, p.437-45, May.

NASSOUR, A.C. (1987). Características de envelhecimento e fluência de um aço inoxidável austenítico FEMNAL na faixa de temperatura de 500 a 800°C. São Carlos, 1987. 146p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de São Carlos.

NASSOUR, A.C.; BUENO, L.O. (1990). Caracterização de algumas propriedades de fluência de uma liga alternativa do sistema Fe-Mn-Al. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, 45º, Rio de Janeiro, 1990, v.2, p.383-402.

NOVAK, C.J. (1977). Structure and constitution of wrought austenitic stainless steels. In: PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. Handbook of stainless steels. New York, McGraw-Hill. Cap.4, p.1-78.

OHASHI, O; HASHIMOTO, T. (1979). Effect of creep deformation on characteristics of diffusion welded joints. Transactions of National Research Institute for Metals, v.21, n.3, p.25-33.

OIKAWA, H. (1979). Three-dimensional presentation of deformation mechanism diagrams. Scripta Metallurgica, v.3, n.8, p.701-5.

OKANE, I.; OSUMI, K. (1972). Creep rupture properties of welded joints of type AISI 304 and 316 austenitic stainless steels. Transactions of National Research Institute for Metals, v.14, n.2, p.67-74.

PIATTI, G.; VEDANI, M. (1990). Relation between tensile properties and microstructure in type 316 stainless steel SA weld metal. Journal of Materials Science, v.25, n.10, p.4285-97.

POLGÁRY, S. (1985). High-temperature properties of austenitic weld metals. In: CONFERENCE ON STAINLESS STEELS'84, Göteborg, 1984. Proceedings. London, Inst. of Metals. p.286-9.

RAJ, R.; ASHBY, M.F. (1971). On grain boundary sliding and diffusional creep. Metallurgical Transactions, v.2, n.4, p.1113-27, Apr.

RAJ, R.; ASHBY, M.F. (1975). Intergranular fracture at elevated temperature. Acta Metallurgica, v.23, n.6, p.653-66, Jun.

RAGHUNATHAN, V.S. et al. (1979). The influence of post weld heat treatments on the structure, composition and the amount of ferrite in type 316 stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, v.10A, n.11, p.1683-89, Nov.

ROWE, G.H.; STEWART, J.R. (1962). Creep-rupture behavior of type 316 stainless steel weldments prepared with and without restraint. Welding Journal, v.41, n.12, p.534s-41s.

SCHAEFFLER, A.L. (1949). Constitution diagram for stainless steel weld metal. Metal Progress, v.56, n.5, p.680-80B, Nov.

v.77, v.2 1593 1360

- SENIOR, B.A. (1988). The solidification and in-service transformation behaviour of type 316 and 347 welds fabricated with type 321 plate. Materials Science and Engineering, v.100, n.1-2, p.219-27.
- SENIOR, B.A. (1990). Effect of phase transformations of the creep rupture properties of two type 316 weld metals. Journal of Materials Science, v.25, n.1A, p.45-53.
- SHERBY, O.D. (1962). Factors affecting the high temperature strength of polycrystalline solids. Acta Metallurgica, v.10, n.2, p.135-47, Feb.
- SHINODA, T. et al. (1973). Effects of some carbide stabilizing elements on creep-rupture strength and microstructural changes of 18-10 austenitic steel. Metallurgical Transactions, v.4, n.5, p.1213-22.
- SIEWERT, T.A. et al. (1988). Ferrite number prediction to 100FN in stainless steel weld metal. Welding Journal, v.67, n.12, p.283s-98s, Dec.
- SLATTERY, G.F. et al. (1983). Influence of ferrite content on transformation to intermetallic phases in heat-treated, type 316 austenitic stainless steel weld metal. Metals Technology, v.10, n.10, p.373-85, Oct.
- SMITH, D.V. (1989). A practical approach to ferrite in stainless steel weld metal. Welding Journal, v.68, n.5, p.57-60, May.
- SMITH, J.J.; FARRAR, R.A. (1991). Effect of composition on the transformation behaviour of duplex 316 weld metal. Journal of Materials Science, v.26, n.18, p.5025-36, Sept.
- SMITH, J.J.; FARRAR, R.A. (1993). Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI 300 series weld metals. International Materials Reviews, v.38, n.1, p.25-51.
- SPRUIELL, J.E. et al. (1973). Microstructural stability of thermal-mechanically pretreated type 316 austenitic stainless steel. Metallurgical Transactions, v.4, n.6, p.1533-44, Jun.
- STEICHEN, J.M.; WARD, A.L. (1975). High strain rate tensile properties of type 308 SMA weld metal. Welding Journal, v.54, p.130s-35s.
- STREICHER, M.A. (1977). Stainless steels: past, present and future. In: BARR, R.Q., ed. Stainless steel'77. s.l., Climax Molybdenum. p.1-34.
- SUUTALA, N. (1983). Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steel. Metallurgical Transactions A, v.14A, n.2, p.191-97, Feb.

- SUUTALA, N. et al. (1979a). The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, v.10, p.512-14, Apr.
- SUUTALA, N. et al. (1979b). Single-phase ferritic solidification mode in austenitic-ferritic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, v.10A, n.8, p.1183-90, Aug.
- SUUTALA, N. et al. (1980). Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, v.11A, n.5, p.717-25, May.
- SVOBODA, J.; SKLENICKA, V. (1990). Thermal cavity nucleation at intergranular inclusions in high temperature creep. Acta Metallurgica et Materialia, v.38, n.6, p.1141-49, Jun.,
- TAKALO, T. et al. (1979). Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, v.10A, n.8, p.1173-81, Aug.
- TEGART, W.J.McGREGOR. (1966). Elements of mechanical metallurgy. New York, Mcmillan. 259p.
- THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. (1973). The procedure handbook of arc welding. 12.ed. Cleveland.
- THOMAS JR., R.D.; POOLE, L.K. (1955). Mechanical properties of modified type 347 weld metals. Welding Journal, v.34, n.12, p.583s-95s, Dec.
- THOMAS, R.G. (1978). The effect of δ -ferrite on the creep rupture properties of austenitic weld metals. Welding Journal, v.57, p.81s-6s.
- THOMAS, R.G. (1979). Effect of electrode coating on the high-temperature mechanical properties of AISI 316 austenitic weld metals. In: SYMPOSIUM ON PROPERTIES OF AUSTENITIC STAINLESS STEELS AND THEIR WELD METALS, Atlanta, Nov. 1977. American Society for Testing and Materials. p.42-55.
- THOMAS, R.G.; KEOWN, S.R. (1982). apud SMITH, J.J.; FARRAR, R.A. (1993). Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI 300 series weld metals. International Materials Reviews, v.38, n.1, p.25-51.
- THOMAS, R.G.; YAPP, D. (1978). The effect of heat treatment on type 316 stainless steel weld metal. Welding Journal, v.57, n.12, p.361s-66s, Dec.
- THOMAS, R.G. et al. (1984). Creep-rupture properties and microstructural of AISI type 316L submerged-arc weld metals. Metals Technology, v.11, n.2, p.61-5, Feb.

- VITEK, J.M. et al. (1992). Examination of types 308 and 308 CRE stainless steels after interrupted creep testing. Welding Journal, v.71, n.11, p.421s-35s, Nov.
- WALLÉN, B.; OLSSON, J. (1977). Corrosion resistance in aqueous media. In: PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. Handbook of stainless steels. New York, McGraw-Hill. Cap.16, p.1-89.
- WARD, A.L. (1975). Irradiation effects on mechanical properties of an SMAW deposited type 308 stainless steel. Welding Journal, v.54, p.259s-64s, Aug.
- WEERTMAN, J. (1955). Theory of steady-state creep based on dislocation climb. Journal of Applied Physics, v.26, n.10, p.123-17, Oct.
- WEISS, B.; STICKLER, R. (1972). Phase instabilities during high temperature exposure of 316 austenitic stainless steel. Metallurgical Transactions, v.3, n.4, p.851-66, Apr.
- WHITE, W.E.; LE MAY, I. (1970). Metallographic observations on the formation and occurrence of ferrite, sigma phase, and carbides in austenitic stainless steels. - Part II: Studies of AISI type 316 stainless steel. Metallography, v.3, p.51-60.
- WILLIAMS, T.M. et al. (1972). Creep-rupture behaviour of type 316 austenitic steel in relation to boron content. Journal of the Iron and Steel Institute, v.210, p.351-8, May.
- WOOD, D.S. (1981). apud SMITH, J.J.; FARRAR, R.A. (1993). Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI 300 series weld metals. International Materials Reviews, v.38, n.1, p.25-51.
- YANG, L.J. et al. (1993). The effects of process variables on the weld deposit area of submerged arc welds. Welding Journal, p.11s-18s, Jan.