

## AValiação DA SOLDABILIDADE DE AÇOS INOXIDÁVEIS ESPECIAIS A SER UTILIZADOS NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO

Ramón S. Cortés Paredes<sup>1</sup>, Karin Soldatelli Borsato<sup>2</sup>, Pedro Amadeo Nanneti Bernardini<sup>3</sup>,  
Jaime Villanueva Aguila<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Universidade Federal do Paraná - UFPR – [ramon@demec.ufpr.br](mailto:ramon@demec.ufpr.br)

<sup>2</sup> Professora da Pontifícia Universidade Católica do Paraná - PUC-PR

<sup>3</sup> Professor da Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC

<sup>4</sup> Professor da Universidade de Tarapaca – UTA Chile.

### Resumo

Este trabalho apresenta o estudo da soldabilidade do aço inoxidável AISI 904L tipo 25 Ni – 20 Cr superaustenítico, contendo adições de Mo e Cu e do aço inoxidável duplex UNS S31803. Estes aços inoxidáveis vêm atraindo um número cada vez maior de setores da indústria, devido às melhores propriedades mecânicas e características de resistência à corrosão que estes possuem. O aço AISI 904L, segundo a literatura, é susceptível a trincas de solidificação e liquação durante a soldagem. No aço duplex as principais características microestruturais e de propriedades mecânicas podem ser alteradas quando este é submetido a ciclos térmicos de soldagem. Para avaliar a susceptibilidade ao trincamento do aço superaustenítico foram preparados corpos de prova soldados por dois processos de soldagem: com eletrodos revestidos e semi-automático MIG. Para o aço duplex o intuito foi investigar a influência do processo de soldagem por arame tubular na microestrutura e propriedades mecânicas de chapas de aço inoxidável duplex UNS S31803 de 25 mm, consideradas de grande espessura. No aço AISI 904L não foram observadas trincas de solidificação a quente durante a soldagem e nem posteriormente na estrutura solidificada nos dois processos de soldagem estudados. Entretanto, foram observadas trincas de liquação na zona termicamente afetada. No aço duplex a utilização de diferentes faixas de aporte térmico mostrou a variação da ferrita delta na estrutura de solidificação e, na ZTA, variação do tamanho da grão da ferrita, sendo observada também a formação de nitretos e de austenita secundária, o que resulta num aumento proporcional da dureza. Os resultados da caracterização mecânica e microestrutural nos aços estudados são aqui apresentados.

**Palavras chave:** Aço Inoxidável superausteníticos, Aço inoxidável duplex; Soldagem aços inoxidáveis.

### Abstract

A weldability study of super austenitic stainless steel AISI 904L type 25 Ni. 20 Cr, with Mo, Cu and duplex stainless steel UNS S31803 additions is made. The higher mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels, when compared to other kinds of stainless steels, have increased the attention of different industrial areas. According to literature, AISI 904L stainless steel is sensitive to solidification and liquation cracking during welding. The main microstructural features, as well as mechanical properties of duplex stainless steels, can be modified when submitted to multiple thermal cycles, such as happen during welding process. Samples have been prepared and welded by two welding processes: coated electrodes and semi-automatic MIG. The objective was to evaluate the cracking sensitiveness of superaustenitic steels. For duplex steels the aim was to research the welding process influence for tubular wire in the microstructure and mechanical properties of a 25 mm plate, which are considered of great thickness. In AISI 904L it has not been observed any solidification cracking in the structure in the two welding processes that were studied. However, cracking of liquation in the affected thermal zone has been observed. In duplex steels the use of different thermal cycles showed variation of delta ferrite in the structure of solidification and variation of ferrite grain size in the ZTA. The formation of nitrate and secondary austenitic was also observed, which results in a proportional hardness increase. The mechanical and microstructure characterization data of those two stainless steels are presented.

**Key words:** Super austenitic Stainless Steel, Duplex Stainless Steels, Stainless Steels Welding.

## 1. INTRODUÇÃO

Nas atividades de transformação do petróleo apresenta-se a corrosão como um fato indesejável. Para combater este problema podem ser utilizados novos materiais, tais como os aços inoxidáveis superausteníticos e os duplex.

O aço inoxidável superaustenítico AISI 904L se distingue pela resistência à corrosão localizada, à corrosão por pites, à corrosão galvânica e em forma especial à corrosão em ambientes agressivos. É especialmente empregado em meios sulfurosos, fosfóricos, hidrolóricos, instalações “offshore” da indústria química e petroquímica. Alguns fenômenos indesejáveis podem ocorrer nestes aços quando soldados, tais como, trincas de solidificação e liquação, sensibilização e formação de fase sigma, que podem afetar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão (Rabensteiner, 1985; Pertenecker, 1990).

Os aços duplex UNS S31803 se caracterizam por ter uma estrutura bifásica composta por “ilhas” de austenita em uma matriz ferrítica (Gunn, 1997). Estes aços vêm sendo cada vez mais utilizado devido às excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Estas propriedades são alcançadas através do balanço microestrutural entre as fases ferrita e austenita, obtida através do controle da composição química e das condições do tratamento térmico de solubilização (Bain, 1987). As suas principais características podem ser alteradas durante a soldagem, as que devem ser escolhidas de tal forma que as alterações no metal base sejam, as menores possíveis, para evitar problemas com a fragilização do material através do crescimento excessivo de grão, aumento do teor da ferrita ou pela formação de fases intermetálicas indesejáveis (Folkhard, 1988).

A literatura relata principalmente resultados de pesquisas de soldagem realizadas em chapas finas de aços inoxidáveis duplex. Para chapas espessas já não se encontra com facilidade literatura, assim como também são escassas as pesquisas de soldagem de chapas espessas. Por tanto, neste trabalho serão apresentados os resultados de estudos da soldabilidade do aço inoxidável AISI 904L e do aço inoxidável AISI duplex UNS S31803 de grande espessura.

## 2.- METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 2.1. Soldagem aço inoxidável AISI 904L.

A metodologia considera a soldagem através dos processos com eletrodos revestidos (ER) e o processo MIG. Na seqüência encontra-se a composição química do metal de base e dos eletrodos (tabela 1), as condições e parâmetros de soldagem utilizados (tabela 2), além dos ensaios microestruturais e mecânicos das soldas.

**Tabela 1.** Composição química do metal de base e eletrodos.

Composição [%]	C	Cr	Ni	Mo	Cu	Mn	Si	P	S
Metal base*	0,02	19-22	22-27	4-4,8	1-2	2,0	0,5	0,03	0,01
ER1	0,02	20,3	25,1	3,5	2,0	2,0	0,6	0,02	0,02**
ER2	0,025	20,0	25,5	4,8	1,5	1,0	0,9	ND	ND
MIG1	0,13	20,0	25,0	4,5	1,5	1,7	0,4	ND	ND
MIG2	0,02	20,0	25,0	4,5	1,5	1,7	0,35	ND	ND

\* Dados do fabricante do aço; \*\* 0.07% Nitrogênio; ND = não determinado.

As dimensões dos corpos de prova (cps) e condições de soldagem foram as seguintes: Comprimento = 300 mm; largura = 200 mm; espessura = 9,6 mm; junta em V (60 graus); reforço (nariz) = 2 mm; folga = 2 mm; diâmetro dos eletrodos: ER = 3,2 mm e MIG = 1,2 mm; gás de proteção MIG = 98 % Ar e 2 % O<sub>2</sub>; temperatura de preaquecimento para o primeiro passe = 200°C; temperatura mínima de interpasse no enchimento 100°C.

**Tabela 2.** Parâmetros de soldagem (Rojas, 1992)

Parâmetros → Eletrodos ↓	Corrente [A]	Tensão [V]	Velocidade de soldagem [cm/min]	Energia imposta [kJ/cm]	Nº. passes
ER1	120	15	24	4,5	8
ER2	120	14	22	4,6	8
MIG1	180	24	60	4,3	10
MIG2	180	24	60	4,3	10

Foram preparados 10 cps tamanho reduzido para ensaios de tração e tenacidade (Charpy, entalhe na zona fundida) respectivamente, de acordo com as normas ASTM E8-81 e ASTM E23-72. A dureza Vickers foi medida no metal de base, ZTA e zona fundida com carga de 10 kgf, os valores apresentados correspondem à média de 5 pontos por região.

### 2.2. Soldagem aço inoxidável duplex UNS S31803

A composição química do metal de base encontra-se na tabela 3.

**Tabela 3-** Composição química do metal de base

Elementos	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	N
Teores (%)	0,017	1,56	0,022	0,001	0,39	22,27	5,54	0,35	0,35	0,12

As chapas tinham as seguintes dimensões: comprimento = 300 mm; largura = 300 mm e espesura = 25 mm. A soldagem foi realizada paralela à direção de laminação. Detalhes do metal de adição e os parâmetros de processo são apresentados na tabela 4. As condições de soldagem são apresentados na tabela 5.

**Tabela 4 –** Metal de adição e fluxo

Metal de adição	Avesta FCW 2205
Fluxo / Gás	CO <sub>2</sub> / 99,5 (%)
Diâmetro do metal de adição (mm)	1,2
Vazão (l/min)	15 – 25
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	50
Temperatura entre passes (°C)	150

**Tabela 5 –** Parâmetros de Soldagem

Aporte Térmico (kJ/mm)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de Soldagem (mm/s)
0,504	28,0	90	5,0
0,994	35,5	140	5,0
1,904	34,0	280	5,0

### 2.3. Metalografia

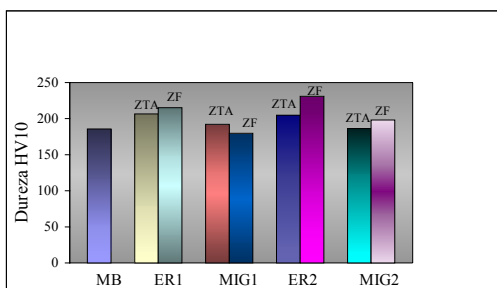
Para medições de dureza e análises de microestrutura, as superfícies do metal de base e das uniões soldadas foram lixadas e polidas com pasta de diamante e atacadas química e eletroliticamente. Para revelar as microestruturas foram realizados dois tipos de ataques: o primeiro eletrolítico com uma solução de ácido oxálico 10% utilizando uma tensão de 6 V e tempo de 20 segundos e o segundo a solução de Behara para caracterização das fases ferrítica e austenítica.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

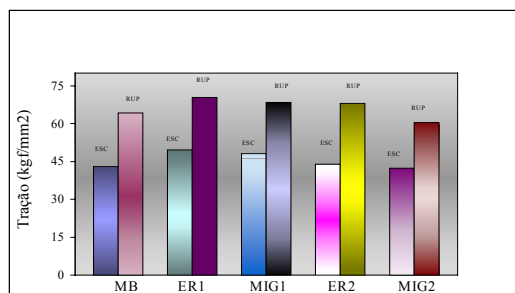
### 3.1. Aço inoxidável AISI 904L

Os valores de dureza observados na figura 1, medidos no metal de base (MB), zona fundida (ZF) e zona afetada termicamente (ZAT) são compatíveis com o material de microestrutura austenítica. A dureza mais elevada do depósito feito com o eletrodo ER2, da ordem de 231 HV10, mostra que esse valor fica ainda abaixo do limite fixado pela norma NACE (248 HV) para aços sujeitos a corrosão sob tensão em meios contendo H<sub>2</sub>S (NACE Standard, 1990).

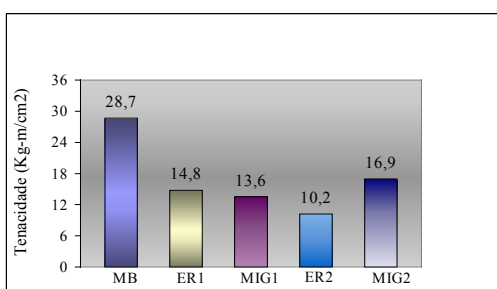
Os resultados no ensaio de tração de cps soldados (figura 2), pode-se comentar que as fraturas ocorreram no metal de base nos cps ER1 e ER2. Nos cps MIG1 e MIG2 a fratura ocorreu no cordão de solda. Os resultados da medição da tenacidade apresentados na figura 3 mostram que em todas as soldas os valores obtidos são significativamente menores que o metal de base (40 a 65 %).



**Figura 1.** Resultados das medições de dureza HV10 do metal de base e união soldada.



**Figura 2.** Resultados de tração no metal de base e nas uniões soldadas (ESC = escoamento, RUP = ruptura).



**Figura 3.** Resultados da medição da tenacidade do metal de base e das uniões soldadas

De acordo com a literatura (Rabensteiner, 1985) os aços inoxidáveis 316L, após soldagem apresentam queda da tenacidade no metal de solda (20 a 30 %) quando comparado ao metal de base. Nos aços 904L a queda de tenacidade na ZF poderia estar associada à segregação, que é comum nesses materiais de elevado teor de Ni, Cr, Mo e Cu. Este fenômeno é acentuado pela estrutura de solidificação dendrítico-celular que facilita a segregação interdendrítica, o que ainda é incrementado pelo tipo de estrutura de solidificação grosseira produzida no centro do cordão de solda (Rojas, 1992).

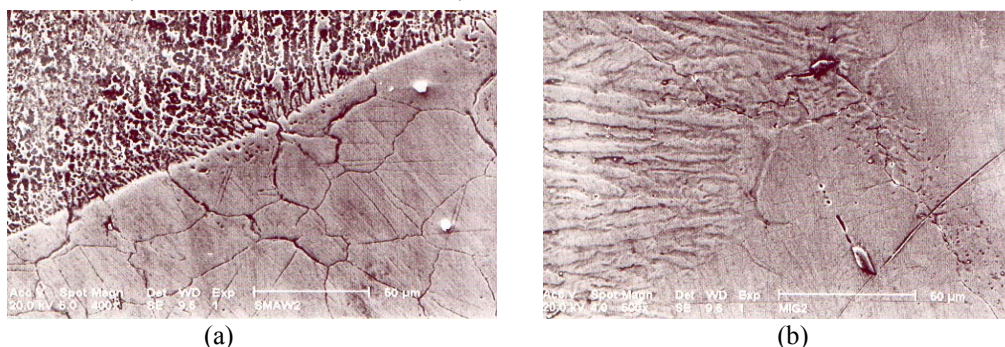
Em geral, pode-se comentar que o procedimento de soldagem permitiu evitar trincas de solidificação, principalmente no primeiro cordão de solda, onde após testar várias temperaturas de pré-aquecimento, a que apresentou melhor resposta foi a de 200°C. Por conseguinte, podemos deduzir que as trincas foram eliminadas pela redução da contração térmica do metal de base.

Os procedimentos de soldagem adotados permitiram evitar trincas de solidificação nos cordões de solda. Entretanto, em todas as soldas realizadas pelos dois processos (sem utilizar pré-aquecimento do substrato e controle da temperatura de interpasses), foram detectadas trincas de liquação. Na figura 4 observam-se microtrincas, que tem entre 150 e 200 µm de extensão alongando-se intergranularmente entre a zona de ligação e a ZTA de grãos grosseiros.

As trincas de liquação podem ser atribuídas ao crescimento de grãos na ZTA, aos esforços de contração térmica que produz deformação na região de maior crescimento de grão austenítico e ao elevado teor de molibdênio, que favorece a segregação ao longo da área reduzida dos contornos de grãos, levando a formação de filmes líquidos locais.

Entre as recomendações para minimizar ou eliminar a incidência das trincas de liquação na ZAT, além de realizar a solda com baixa energia de aporte, é pré-aquecer o substrato (200°C no primeiro passe), tal recomendação foi colocada em prática com sucesso, não ocorrendo trincas de liquação em corpos de prova mantendo-se em 100°C a temperatura de interpasse entre cada cordão de solda. Isto foi possível pela redução das tensões trativas na fase de resfriamento durante a soldagem.

O recurso conhecido para minimizar ou eliminar a tendência à fissuração a quente é utilizar materiais de adição que permitam a formação de ferrita delta (2 a 3%) o que permitiria reduzir a concentração de segregação, porém, nestes aços quando expostos a condições de serviço em meios corrosivos, a ferrita delta presente traz consigo uma redução da resistência à corrosão (Folkhard, 1988; Padilha, 1994).



**Figura 4.** Microestrutura da zona de ligação mostrando a formação das microtrincas de liquação, (a) Soldagem com eletrodo revestido ERM e (b) Soldagem MIG 2.

Com relação à precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ), se o cromo equivalente for superior a 17,8 % (904L Creq. = 24,6) é esperada a precipitação desta fase e se o aço contiver Mo também pode precipitar a fase  $\chi$ , sendo que a fase  $\sigma$  não dissolve elementos intersticiais (carbono, boro e provavelmente nitrogênio) e a fase  $\chi$  pode dissolver carbono (Padilha, 1994). Por conseguinte, além de outras razões de ordem metalúrgica, nos aços superausteníticos, há necessidade do empobrecimento prévio da matriz, o que pode ser feito pela precipitação de carbonetos e boretos ou limitando o teor de carbono a níveis baixos, como é o caso dos aços AISI 904L. De qualquer forma as fases  $\sigma$  e  $\chi$  quando presentes no metal de solda, são consideradas negativas para as propriedades mecânicas e corrosivas dos aços superausteníticos.

Ao analisar as estruturas de solidificação não foi constatada a presença de fase sigma nem fase  $\chi$ , como era esperado, só foi verificado que a estrutura de solidificação dendrítica é muito fina e com segregação entre as dendritas. Por conseguinte, a baixa tenacidade pode ser atribuída principalmente à presença de segregação de Mo.

### 3.2 Aço Inoxidável Duplex UNS S31803

As macrografias das soldas com diferentes aportes térmicos são mostradas na figura 5, na qual pode-se notar que com o aumento do aporte térmico ocorre aumento nas dimensões dos cordões de solda e nas respectivas ZTA. Considerando os valores das dimensões mostrados na tabela 6, pode-se observar que com o aumento do aporte térmico ocorre um aumento no reforço e na penetração do metal de adição sobre o metal de base e na largura e a profundidade da ZTA. A avaliação dos efeitos de diferentes aportes térmicos também pode ser feita através da variação de dureza. Os resultados de dureza encontrados para cada aporte térmico em função da linha de fusão podem ser observados na figura 6. As alterações microestruturais ocorridas na zona termicamente afetada podem ser visualizadas nas micrografias mostradas na figura 8.

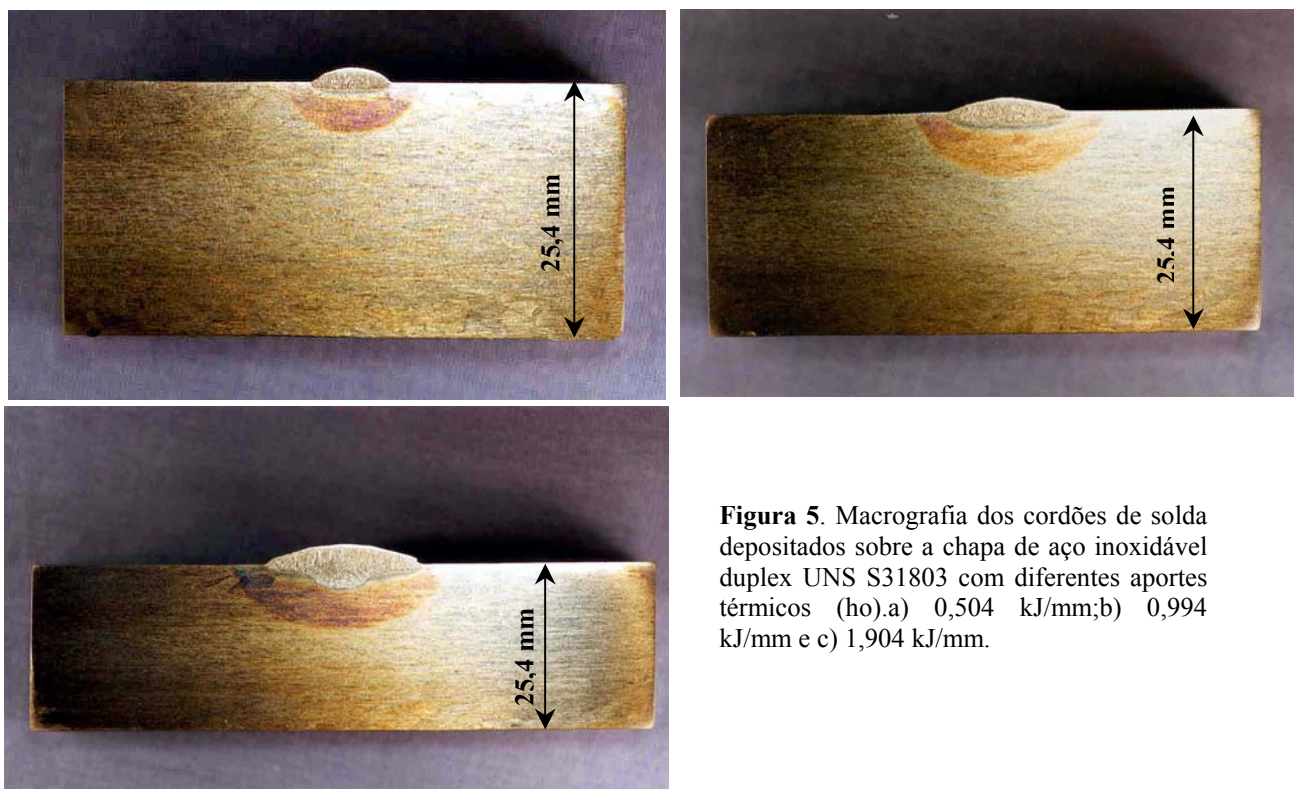
O efeito da presença de nitrogênio pode ser observado na figura 7, onde ocorre precipitação intragranular de austenita e partículas finamente dispersas no centro dos grãos de ferrita (mostradas com setas). Através de análises realizadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV), observa-se que estas partículas precipitadas são ricas em

romo e outros elementos apresentam-se em quantidades pouco significativas. Isto sugere que estas sejam nitretos de cromo, provavelmente formados durante o resfriamento. A presença destes nitretos pode ser explicada considerando que para uma chapa espessa a velocidade de resfriamento é elevada. Isto reduz significativamente a formação da austenita o que resulta numa matriz supersaturada de nitrogênio. Muito embora o nitrogênio tenha alta difusividade ele é pouco solúvel na ferrita. Estes nitretos ricos em cromo que se apresentam de forma intragranular na ferrita podem ser gerados pelas altas taxas de resfriamento ou devido a passes subsequentes numa solda multipasses.

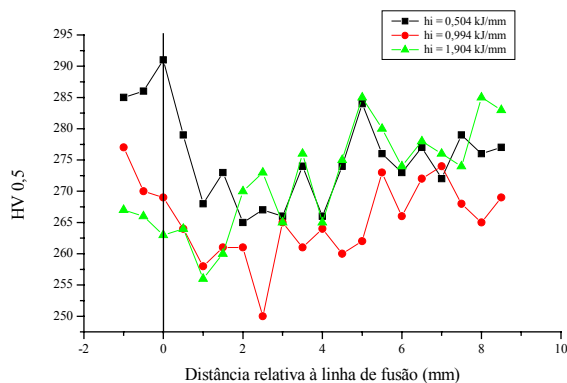
No MEV também foi observado que o efeito das diferentes faixas de aporte térmico permitiu a variação da ferrita  $\delta$  na estrutura de solidificação e na ZTA variação do tamanho da grão da ferrita.

**Tabela 6** – Dimensões dos cordões de solda e ZAT considerando diferentes aportes térmicos

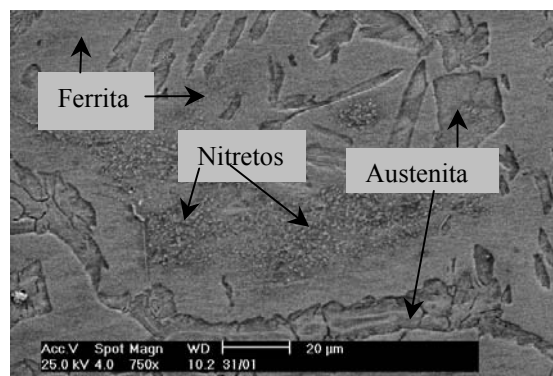
Dimensões em (mm)	Aporte térmico (kJ/mm)		
	0,504	0,994	1,904
Reforço	1,3	1,5	3,0
Penetração	0,6	1,3	3,8
Profundidade da ZTA	4,7	7,6	10
Largura da ZTA	13	20	28,3



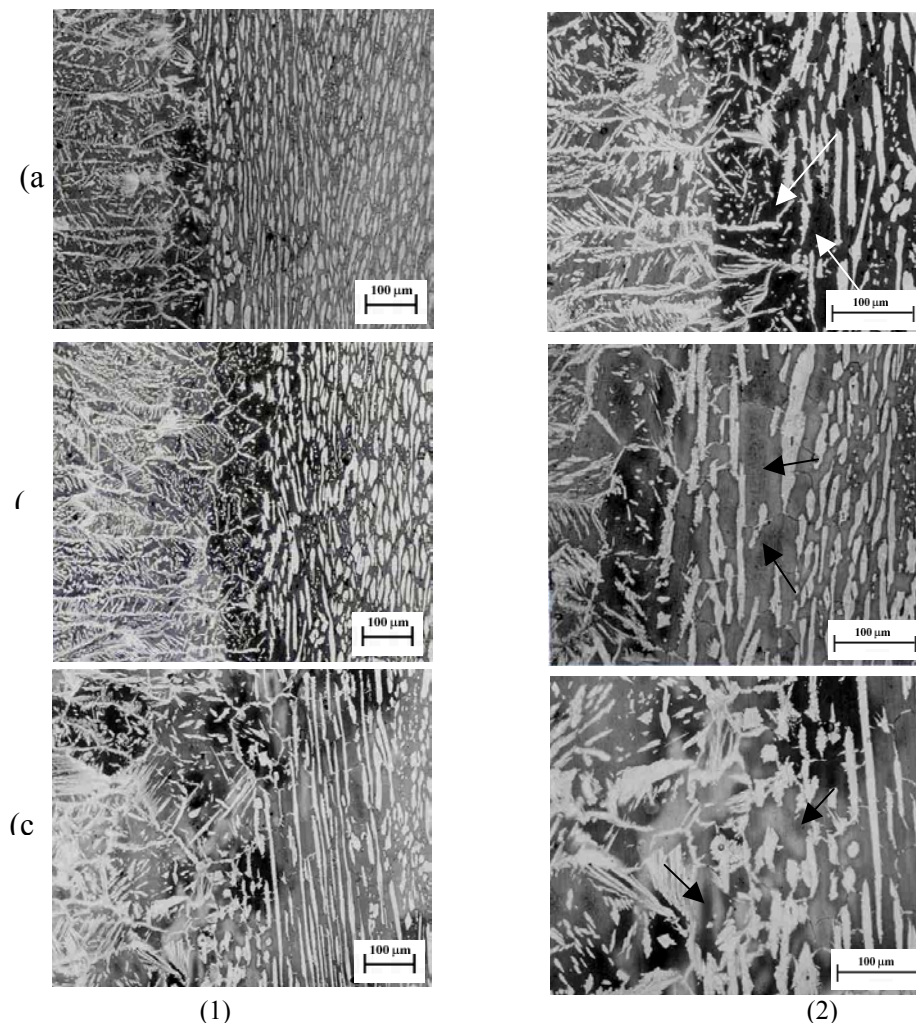
**Figura 5.** Macrografia dos cordões de solda depositados sobre a chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803 com diferentes aportes térmicos ( $h_o$ ).a) 0,504 kJ/mm;b) 0,994 kJ/mm e c) 1,904 kJ/mm.



**Figura 6.** Variação da dureza em relação à linha de fusão para diferentes aportes térmicos



**Figura 7.** Micrografia da zona de ligação mostrando a precipitação intragranular de nitretos de cromo na ferrita. Microscópio eletrônico de varredura.



**Figura 8.** Efeito do aporte térmico na microestrutura da ZTA para simples depósito. a)  $h_o = 0,504$  kJ/mm. b)  $h_o = 0,994$  kJ/mm. c)  $h_o = 1,904$  kJ/mm. Ataque: Behara. Aumento: (1) 100x e (2) 200x.

#### 4. CONCLUSÕES.

Nos aços austeníticos AISI 904L, pelos resultados obtidos, conclui-se que o procedimento de soldagem adotado permitiu evitar as trincas de solidificação, principalmente do primeiro passe, sendo que para minimizar e/ou eliminar as trincas de liquação tem-se que controlar a temperatura de interpasse.

Com relação às propriedades mecânicas, pode-se concluir que as uniões soldadas pelos dois processos são adequadas quando solicitadas na tração, porém a tenacidade fica reduzida.

No aço duplex quando realizado um único passe, na zona fundida a austenita solidifica-se sob a forma de austenita Widmanstätten, na ZTA grosseira ocorre elevada precipitação de nitretos de cromo. Quando depositado um segundo passe sobre o primeiro, provoca refinamento na microestrutura e precipitação de austenita secundária na ZF.

O aumento de dureza em comparação ao metal sem solda pode ser justificado através de o aumento do teor de austenita, à deformação induzida pelos ciclos térmicos e pela variação do teor de ferrita no metal de solda e na ZTA.

#### 5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- RABENSTEINER G. The welding of austenitic CrNi stainless with high Mo-content for seawater applications. Doc. IIS/Iiw-800-84. Publ. In *Welding in the world*, Vol. 23. 1985
- PERTENECER E.; RABENSTEINER G.; TOESCH J.;SCHABEREITER H. Metalurgia de soldagem de aços inoxidáveis austeníticos com elevado teore de Mo. Anais XV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem. 1990
- GUNN, R.N. Duplex stainless steels – Microstructures, properties and applications. Woodhead Publishing, 1997.
- BAIN, E.C. , GRIFFTHS, W.E. Introduction to the iron – chromium – nickel alloys. Trans. AIME, vol. 75, 1987.
- FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer Verlar, Wien N.York. 1988
- ROJAS M., ROJAS E., CORTÉS R. “Estudio y soldabilidad del acero inoxidable AISI 904L. Projeto para obtener el Titulo de Ingeniero Mecánico. UTA Arica Chile. 1992
- PADILHA A. F., GUEDES L.C. *Aços Inoxidáveis Austeníticos – Microestrutura e Propriedades*. Ed. Hemus, Printed in Brazil, 1994.