

Soldagem Circunferencial do Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750 pelo Processo MIG com Controle CMT

(Circunferencial Welding Applied for Inoxidable Steel Super Duplex UNS S32750 Using the Process MIG with CMT CONTROL)

Bruno Pizol Invernizzi¹, Maurício David Martins das Neves¹

¹Universidade de São Paulo (USP), Instituto de Pesquisa Energética e Nuclear (IPEN), São Paulo, SP, Brasil, brunopizol@gmail.com

Resumo

Neste trabalho foram realizados experimentos de soldagem circunferencial em tubos com espessura de 3,68 mm. A soldagem foi realizada utilizando equipamento MIG com controle CMT Cold Metal Transfer, com auxílio de robô Motoman, para garantia do posicionamento da tocha, e de uma mesa giratória, para que a soldagem fosse totalmente executada na posição 1G. Os cordões de solda foram avaliados visualmente, sendo que aqueles que apresentaram penetração total foram então submetidos aos ensaios de: tração, microdureza Vickers, precipitação de fases conforme a prática A da norma ASTM A923 e metalografia, para determinação da porcentagem de fases presentes. A soldagem dos tubos apresentou falta de penetração nas condições empregadas, quando soldado pelo processo CMT convencional, tendo sido utilizado uma variação deste processo, onde o CMT é combinado com arco pulsado, gerando assim maior energia durante a soldagem. O resultado obtido foi de penetração total da junta e acabamento superficial satisfatório, sendo que para esta condição os resultados obtidos nos ensaios mecânicos e metalográficos foi satisfatória.

Palavras-chave: *Soldagem MIG com controle CMT. Aço inoxidável super duplex. Propriedades mecânicas. Caracterização microestrutural.*

Abstract: *This study carried out circumferential welding experiments in tubes with 3.68 mm thick. Welding was performed using MIG welding equipment with CMT Cold Metal Transfer[®] control and with the aid of Motoman robot and a turntable. This was to ensure the accurate positioning of the torch and that the welding was fully implemented in the 1G position, respectively. The weld joints were then evaluated visually, and the joints which present fully penetration were then subjected to tensile testing, microhardness Vickers test and metallography. The welding performed, has shown a lack of penetration for all parameters performed when welded by CMT conventional process. To avoid this problem, the weld was performed using the CMT process combined with pulsed arc, thus creating greater energy during welding, resulting in full penetration and improved surface finish. For this process which has provide fully penetration, the mechanical tests and the metallographic tests were performed and has present adequate results.*

Key-words: *MIG-welding CMT; Stainless Steel super duplex; mechanical properties; metallographic examination.*

1. Introdução

Os aços inoxidáveis fazem parte de uma classe de materiais que se caracterizam por combinar boas propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão. Podem ser classificados quanto a sua microestrutura em aços: ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e duplex[1-3]. Conforme pode-se observar no diagrama de Schaeffler, expresso na figura 1, a microestrutura obtida nestes aços depende do teor de Cromo (Cr) equivalente e de Níquel (Ni) equivalente. O processo de fabricação também possui grande influencia na estrutura formada. No caso das juntas soldadas depende dos processos utilizados e das condições usadas durante a soldagem.

O diagrama de Schaeffler pode ser dividido para quatro campos das famílias de aços inoxidáveis: ligas martensíticas, ligas austeníticas, ligas ferríticas e ligas duplex. Cada grande área presente no diagrama apresenta uma dificuldade diferente durante o seu processamento. A área das ligas martensíticas possui problemas com

[Digite aqui]

trincas a frio, que podem ocorrer pela difusão do hidrogênio atômico (H). As ligas austeníticas possuem problemas de trinca a quente, em razão da precipitação da ferrita delta. As ligas ferríticas possuem problemas de fragilização a baixas temperaturas, pelo crescimento excessivo de grão. As ligas duplex por sua vez, possuem uma microestrutura contendo tanto a ferrita quanto a austenita, sofre dos mesmos problemas dessas.

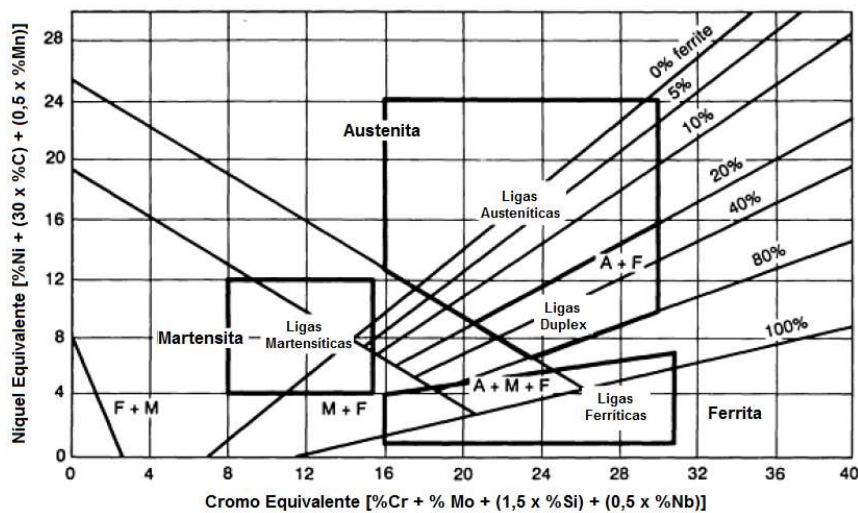


Figura 1 - Diagrama de SCHAEFFLER – *ASM Handbook – Vol. 6*[4]

O aço inoxidável do tipo duplex é caracterizado por possuir uma estrutura de matriz ferrítica com ilhas de austenita, distribuídas de forma homogênea, em torno de 50% cada fase. Segundo Senatore[5] os aços inoxidáveis duplex podem ser agrupados com base na composição química em três grupos: Aços inoxidáveis duplex de baixa liga; Aços inoxidáveis duplex de média liga; Aços inoxidáveis duplex de alta liga.

A corrosão por pite é um mecanismo comum de degradação dos aços duplex. Uma expressão que relaciona a influência dos EL (elementos de liga) neste tipo de corrosão é estabelecida pela expressão de equivalência a resistência a corrosão por pite (PRE - *Pitting Resistance Equivalent*) e é calculado pela equação (1).

$$PRE = \%Cr + 3,3 \times (\%Mo) + 16 \times (\%N) \quad (1)$$

A denominação de aço super duplex decorre do valor obtido na equação (1). Quando os valores de “PRE” são iguais ou superiores a 39 o aço inoxidável recebe a nomenclatura “super”. Na tabela 1 são mostrados alguns valores de PRE.

Tabela 1: Valores de PRE dos principais tipos de aços. Fonte: extraído de ASTM[12-14]

Designação	%Cr	% Mo	% N	PRE
TP304 L	18,0	-	-	18,0
TP316 L	17,0	2,2	-	24,0
UNS S31803 (Duplex)	22,0	3,0	0,15	34,0
UNS S32750 (Superduplex)	25,0	4,0	0,30	39,0
UNS S32707 (Hiperduplex)	27,5	4,5	0,4	49,0

O aço UNS S32750 possui um valor de PRE em torno de 39, enquanto o TP316L[12] o valor de 24. Quanto maior o valor do PRE maior é a resistência a corrosão por pite. No entanto, a resistência à corrosão depende da: microestrutura (relação entre porcentagem de ferrita e austenita), presença de fases intermetálicas e distribuição de elementos nas fases ferrítica e austenítica. Em diversos trabalhos[5-11] é ressaltado que, apenas o valor do PRE não é suficiente para definir o comportamento a corrosão dos aços duplex e super duplex.

Portanto, qualquer processamento que envolva o aquecimento e o resfriamento fora do equilíbrio, como na soldagem pode alterar o balanço das fases e modificar diversas propriedades. Durante a soldagem devem ser tomadas precauções, tais como, evitar a difusão preferencial dos elementos de liga para uma fase e dificultar a formação de fases precipitadas. A cinética de precipitação das fases intermetálicas e sua influência na resistência a corrosão depende da composição química real da região, portanto cada liga deve ser estudada para conhecer o efeito da soldagem na microestrutura e propriedades[5-11].

Existem dificuldades na soldagem dos aços super e hiperduplex, tais como, manter a relação de 50:50 % para as fases ferríticas e austeníticas, além de evitar a formação de fases intermetálicas, Cr₂N, *sigma*(σ) e *chi* (χ)

[Digite aqui]

no resfriamento. Segundo Tavares[15] uma microestrutura adequada na soldagem é conseguida quando o calor imposto (H) na junta é controlado no intervalo de 0,5 a 2,0 KJ/mm. O aporte de calor ou calor imposto (H) é determinado pela equação 2.

$$H = \frac{(\eta IV)}{v} \quad (2)$$

Na equação (2) η é o rendimento térmico do processo, I é a corrente de soldagem [A], V é a tensão [Volt] e v é a velocidade de soldagem [mm/s], sendo o resultado de H obtido na unidade Joule [J]. Valores baixos do calor imposto (H) elevam o teor de ferrita e aumentam possibilidade de precipitação de nitreto de cromo. Elevados valores de (H) ou longos períodos no intervalo de temperatura de 600 a 1000 °C podem causar precipitação das fases *sigma* (σ) e *chi* (χ)[5-11].

Conforme o *Datasheet* da Sandvik[9], para a soldagem deste material deve ser realizada em conjunto com um gás de proteção a base de Argônio (Ar) com 2-3% de N₂, para suprir as perdas de nitrogênio do arame e da ZTA durante o processo. O nitrogênio ajuda na formação da fase austenita, que como vimos anteriormente é um dos pontos críticos na soldagem dos aços duplex e super duplex. A velocidade de resfriamento tem influencia marcante e deve ser controlado, pois influencia o teor de ferrita. O conteúdo de ferrita é importante para controlar a formação de precipitados.

A possibilidade de aumentar a eficiência da soldagem no UNS S 32750 ou em outros materiais tem provocado novos estudos usando processos tradicionais comumente empregados na soldagem, tais como, o MIG/MAG. Apesar de o processo MIG ser muito usado no setor de soldagem, novos desenvolvimentos tem sido realizados procurando aumentar as propriedades e a eficiência das juntas soldadas. Entre estes desenvolvimentos pode ser citado o controle CMT (*Cold Metal Transfer*) no processo MIG/MAG.

O desenvolvimento do processo por curto-circuito com controle CMT ocorreu para tornar possível a soldagem de materiais com baixas espessuras, em torno de 2,00 mm inclusive, o que seria possível devido ao baixo aporte térmico do processo. Segundo Timothy[16] provém do fato do CMT permitir o destacamento da ponta do eletrodo sem a utilização de um pulso elétrico, mas sim através do recuo do arame de solda, associado a modificação do formato de onda da corrente de soldagem, ajustada a partir do controle eletrônico da fonte[17]. O processo é ilustrado na figura 2.



Figura 2: Sequência conforme de transferência metálica no processo de soldagem GMAW com controle CMT (Extraído do Data Sheet da Fronius “CMT: *Cold Metal Transfer*”).

Na sequência apresentada na figura 2 pode-se distinguir 4 fases distintas: Ignição do arco voltaico, onde o material de adição é transferido para a poça de fusão; Imersão do material de adição na poça de fusão apagando momentaneamente o arco e reduzindo a corrente de solda; Retrocesso do arame ajudando a desprender a gota do arame, mantendo a corrente reduzida; Redução do movimento do arame e início de um novo ciclo.

Para tornar essa movimentação do arame possível, a empresa detentora da patente do processo CMT realizou modificações em todo o sistema de alimentação do arame, onde se pode destacar a utilização de dois tracionadores de arame. O primeiro tracionador se encontra no alimentador de arame, conforme é observado nos equipamentos convencionais. A diferença está no segundo tracionador, que se encontra dentro da tocha, sendo este responsável pelo movimento para frente e para trás do arame, por meio de um servo motor de corrente alternada.

Existe uma variação do processo de soldagem MIG/MAG com controle CMT que usa o processo de arco pulsado alternado com curto-circuito. Neste processo após o arame de solda encostar na peça e gerar o curto-circuito, o arame executa o retorno e quando atinge a posição máxima do comprimento de arco, o equipamento aumenta bruscamente a corrente, gerando um pulso de magnitude suficiente para desprender gotas por processo spray, conforme ilustrado na figura 3, na qual nota-se que após o curto circuito ocorre a retração do arame, sendo que quando o arco se encontra no seu maior comprimento, ocorre um pico de corrente com o desprendimento da “gota”, a qual é transferida para o metal de base por spray[18].

[Digite aqui]

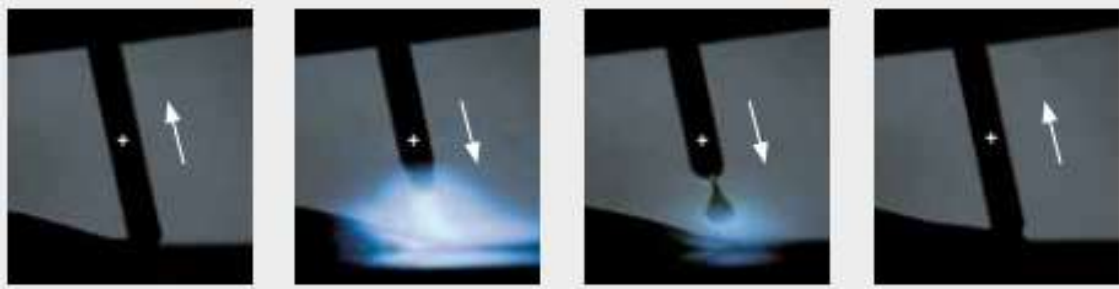


Figura 3 - Sequência conforme a qual ocorre a transferência metálica no processo de soldagem GMAW com controle CMT alternado com arco pulsado (Extraído de Fronius CMT: *Cold Metal Transfer*).

Este processo confere maiores energias de soldagem, resultando em maiores penetrações, possibilitando soldar peças com maiores espessuras. O processo CMT é aplicado para espessuras de até 2,0 mm, sendo indicado o processo CMT com arco pulsado para espessuras de 2,0 a 5,0 mm[18].

O objetivo deste estudo é executar soldas por meio do processo MIG, utilizando um controle CMT (*Cold Metal Transfer*), e realizar a caracterização microestrutural e avaliação mecânica de juntas soldadas tubulares do aço inoxidável superduplex UNS S32750.

2. Matérias e Métodos

2.1 Materiais

Este estudo foi realizado utilizando um tubo com diâmetro externo de 48,20 mm e espessura de 3,68 mm, em material UNS S32750 fornecido pela Sandvik *Materials Technology* do Brasil SA. O arame sólido utilizado para a execução da soldagem, foi o AWS A5.9 de classificação ER2594, tendo sido fornecido pela Voestalpine Bohler Welding Soldas do Brasil Ltda, sendo a marca comercial Thermanit 25/09 CuT. O gás de proteção utilizado para a soldagem foi a mistura de Argônio contendo 2,5% de Nitrogênio da Lindegás e o gás de purga para a raiz foi o Argônio puro. A tabela 2 mostra a composição química do metal de base (MB) e do metal de adição (MA) utilizados neste estudo.

Tabela 2 - Composição química em massa do MB e do MA utilizados neste estudo

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Cu	N
MB	≤0,030	≤0,80	≤1,20	≤0,025	≤0,015	25,0	7,0	4,0			0,30
MA	0,02	0,4	0,9	0,02	<0,01	25,6	9,3	3,9	0,4	0,5	0,24

2.2 Métodos

Foram utilizados neste estudo tubos com comprimento de 75 mm, os quais tiveram o chanfro preparado em torno mecânico. Os detalhes dos tubos preparados para soldagem podem ser vistos na figura 4.

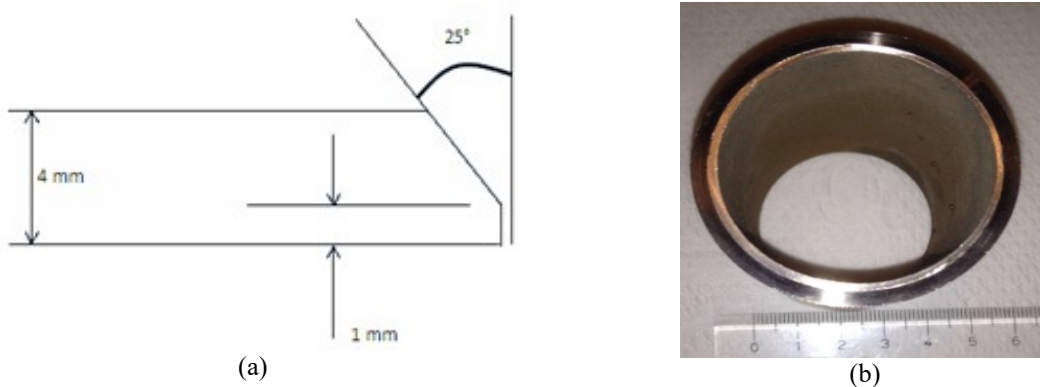


Figura 4 - Detalhamentos dos tubos preparados para soldagem. (a) Detalhamento do chanfro utilizado na preparação para soldagem. (b) Detalhamento do tubo com diâmetro de 48,05 mm.

Para a realização da soldagem, os tubos foram ponteados internamente com auxílio de um gabarito, para segurar o chanfro na posição de solda. Para execução da purga interna, foi utilizado um dispositivo de forma a

[Digite aqui]

garantir um confinamento suficiente do gás durante a soldagem. O gás utilizado para a purga foi o nitrogênio puro, com vazão de 12 litros/minuto.

A soldagem MIG com controlador CMT foi realizada com auxílio de uma mesa giratória, um robô Motoman de 6 eixos com controlador DX100, e uma fonte Fronius Trans Pulse Sinergic 5000 CMT com capacidade de corrente de 360A a 100%.

O equipamento foi ajustado para a curva sinérgica referência 1512+P V301, presente no programa DB0937, tendo os seguintes parâmetros pré-fixados: vazão de gás de proteção de 12 litros/minuto, vazão do gás de purga de 12 litros/minuto, abertura de raiz de 1,5 mm, stick-out de 15 mm, velocidade de soldagem de 8,75 mm/segundo e correção DIN (Indutância) de 0%.

Foram realizados 14 testes mantendo o comprimento de arco e a tensão constantes, sendo o CA=0%. Para realização desses testes foi variado a velocidade de alimentação do arame (VA) entre 150 cm/minuto e 800 cm/minuto. Os testes foram realizados aumentando o VA em 50 cm/minuto a cada amostra visando a obtenção de penetração total, a qual não foi possível em nenhum dos casos utilizando a soldagem CMT. Para valores de VA inferiores a 250 cm/minuto, a soldagem não foi possível devido ao não estabelecimento e manutenção do arco elétrico.

Contudo foi iniciado um novo estudo utilizando o processo CMT combinado com arco pulsado, o qual permite a obtenção de maior aporte térmico resultando em maiores penetrações de solda. Foram realizados 12 testes com o VA variando de 250 cm/minuto até 700 cm/minuto visando a obtenção de penetração total, a qual foi obtida somente para a amostra cuja velocidade de alimentação utilizada foi de 700 cm/minuto. Para os demais parâmetros variando de 250 cm/minuto e 650 cm/minuto, não foi possível obter penetração total tendo sido esses parâmetros desconsiderados neste estudo.

Para o parâmetro de 700 cm/minuto utilizando CMT combinado com arco pulsado, foram realizados 3 diferentes testes variando o CA de -5%, 0% e +5%, tendo sido obtidos resultados satisfatórios para o CA -0,5% e 0%. Para o CA de +5% observou-se um excesso no aporte térmico o qual resultou na perfuração do tubo.

As amostras foram dimensionadas e submetidas à avaliação microestrutural, com quantificação de ferrita e austenita utilizando-se um microscópio Olympus BX-43 com câmera acoplada e software Zeiss. Após preparação metalográfica as amostras foram submetidas ao ataque químico com o reagente de Behara, contendo 50ml de HCl, 50ml de água.

As amostras foram preparadas para análise metalográfica conforme a prática A presente na norma ASTM A923[19], utilizando hidróxido de sódio (NaOH), para avaliação da presença de precipitados de fases intermetálicas, que são deletérias as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos aços super duplex.

Para execução das análises metalográficas as amostras foram preparadas de modo que fosse possível avaliar toda a espessura do metal de base e da zona fundida, desde de a extremidade da face até a extremidade da raiz, tendo sido avaliado todas as regiões desde o metal de base, passando pela ZTA e pela solda por completo até chegar ao metal de base na outra extremidade da amostra, conforme solicitado pela norma ASTM A923[19].

Foram preparadas amostras para ensaios de microdureza, conforme a norma ASTM E384[22]. O perfil de microdureza utilizado para este ensaio está ilustrado na figura 5, sendo a distância entre microidentações de 0,5 mm a partir da ZTA. Na zona fundida, foi realizado uma microidentação ao centro, uma na extremidade próximo à linha de fusão e outra entre elas.

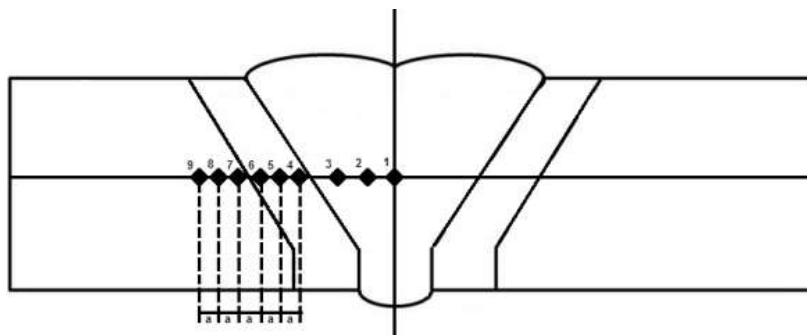


Figura 5 - Metodologia utilizada para execução do perfil de microdureza.

Os corpos-de-prova para ensaio de tração foram preparados com base na norma ASME IX[21], conforme mostrado a figura 6.

[Digite aqui]



Figura 6 - Modelo de corpo-de-prova reduzido, para ensaio de tração[21].

A região descrita na figura como “seção reduzida” não pode ser inferior a 3 vezes a largura da solda, devendo a solda ser centralizada nesta área. Como critério de aceitação para este ensaio, utilizou-se o limite de resistência do metal de solda deve ser superior ao mínimo especificado em norma, para o metal de base utilizado. Neste caso conforme as normas ASTM A789[13] e ASTM A790[14], o UNS S32750 apresenta limite de resistência a tração mínimo de 800 MPa;

3. Resultados e Discussão

Na tabela 3 são mostrados os valores de velocidade de arame VA e comprimento de arco CA utilizados, bem como os resultados de Tensão, Corrente e aporte de calor para as amostras que obtiveram penetração total utilizando o processo CMT combinado com arco pulsado, inclusive para o caso onde ocorreu a perfuração do tubo (amostra 3).

Tabela 3. Resultados obtidos para o processo CMT combinado com arco pulsado onde ocorreu penetração total.

Amostra	CA (%)	VA (m/min.)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte de Calor (kJ/ mm)
1	-5	7,0	166	21,2	0,40
2	0	7,0	166	22,5	0,42
3	+5	7,0	166	23,7	0,46

Na tabela 3 nota-se a influência do VA sobre a tensão e o aporte de calor, onde para o CA de -5% obteve-se o menor valor de tensão e consequentemente de aporte de calor. Conforme o CA foi sendo aumentado, passando por 0% e chegando a +5%, ocorreu um aumento na tensão e no aporte de calor, de modo que os valores mais altos foram obtidos para o CA de +5%, sendo este aumento decorrente de o CA mais alto impor uma maior resistência ao arco elétrico, sendo necessário uma tensão mais alta para manter o arco elétrico aberto durante a soldagem. O CA possui pouca influência sobre a Corrente, como pode ser verificado na tabela 3. Os resultados obtidos para o aporte de calor estão abaixo do valor mencionado por Tavares [15], mas possibilitaram a soldagem com penetração total.

Após análise visual, as amostras 1 e 2 foram submetidas aos ensaios de tração, microdureza Vickers, análise metalográfica para quantificação de fases presentes e avaliação da presença de fases intermetálicas conforme norma ASTM A923[19].

A figura 7 ilustra as diversas regiões obtidas após a soldagem da amostra. Os resultados obtidos para quantificação de fases são mostrados na figura 8 e na tabela 4. Na figura 8 são mostrados os resultados obtidos para a análise conforme a norma ASTM A923[19], para identificação de fases deletérias. Na figura 9 são mostrados os resultados obtidos para o ensaio de microdureza Vickers, com o intuito de determinar a extensão da

[Digite aqui]

ZTA do material. A tabela 5 mostra os resultados obtidos para os ensaios de tração conforme a norma ASME IX[21].

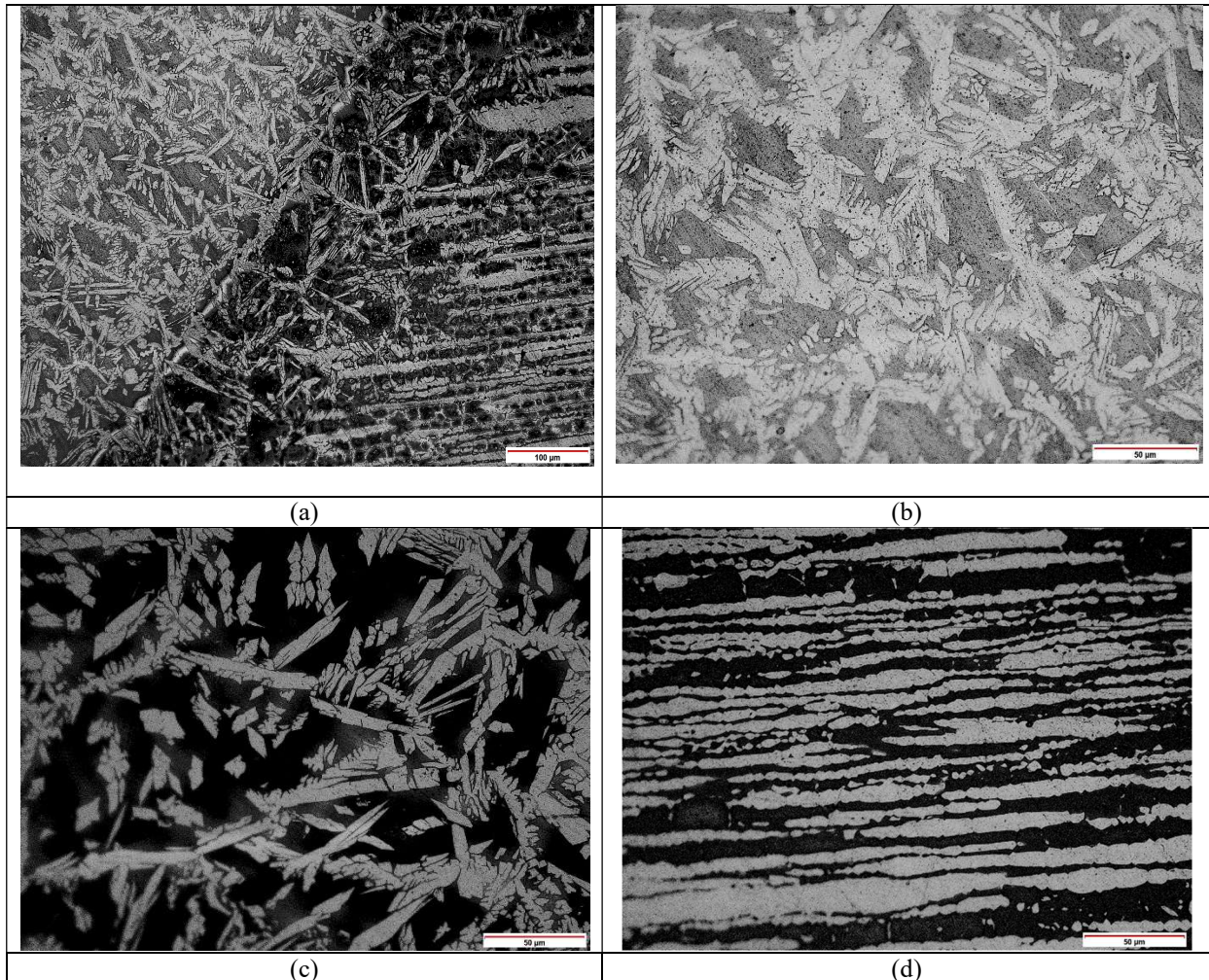


Figura 7 – Imagens obtidas por microscopia ótica das diversas regiões da junta soldada da amostra 1 (Ataque Behara): (a) Região de interface (ZF/ZTA/MB); (b) Zona fundida (ZF); (c) Zona termicamente afetada (ZTA); (d) Metal de base (MB) da amostra 1.

Na figura 7 nota-se a diferença entre as diversas regiões formadas durante a soldagem para a amostra 1, ficando bem definido na figura 7a que existe a região do metal de base (MB) e da zona fundida (ZF), sendo que entre essas existe uma terceira região denominada de zona termicamente afetada (ZTA). Cada região é ilustrada pelas demais figuras, 7b, 7c e 7d, tendo sido aplicado o mesmo aumento para essas de modo que a comparação entre elas seja facilitada. O aumento utilizado para essas é duas vezes maior do que o aumento utilizado para figura 7a.

Analisando as imagens verifica-se que o metal de base possui uma microestrutura com linhas horizontais de ferrita e austenita, típica de material laminado, enquanto que para as demais regiões nota-se uma estrutura dendrítica com formação aleatório, típica de materiais fundidos. A principal diferença entre essas regiões consiste na porcentagem de fases presentes, austenita e ferrita, onde a ferrita se mostra mais preponderante na região da ZTA.

[Digite aqui]

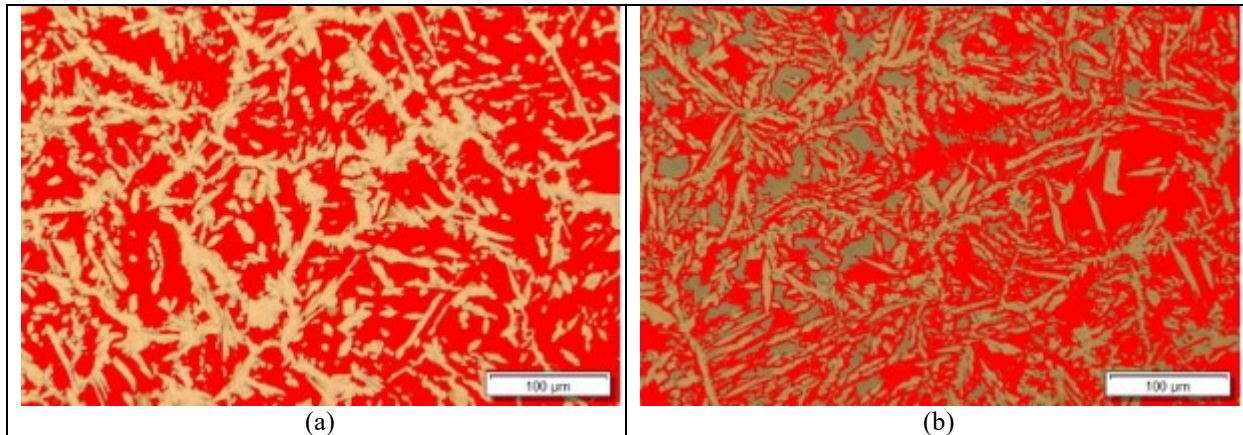


Figura 8 – Análise metalográfica das amostras 1 e 2 (Ataque Behara): (a) Zona fundida da amostra 1 após tratamento de imagem para quantificação de fases; (b) Zona fundida da amostra 2 após tratamento de imagem para quantificação de fases;

Tabela 4 - Porcentagem de austenita encontrada no metal de base e na zona fundida para cada amostra.

Amostra	Medição 1	Medição 2	Medição 3	Média
MB ¹	43,14 %	46,62 %	41,13 %	43,63 %
1	57,10 %	52,95 %	50,92 %	53,66 %
2	50,48 %	58,88 %	56,88 %	55,41 %

(1) MB = metal de base

Nas micrografias mostradas na figura 7, observa-se a presença das fases ferrita e austenita somente, sendo a ferrita a fase colorida em vermelho. Na tabela 4 é possível observar a porcentagem de austenita formada para cada amostra, bem como para o metal de base. Conforme os dados obtidos, as amostras 1 e 2 apresentam uma média superior à média do metal de base, sendo que em nenhum ponto foi obtido porcentagem inferior a 50% para essas amostras. Nota-se que os resultados obtidos na tabela 4 são coerentes com as imagens apresentadas na figura 7, onde a zona fundida (ZF) da amostra 2 apresenta maior teor de austenita do que a amostra 1 e o metal de base.

Comparando os resultados obtidos com a tabela 3, nota-se que existe uma tendência de aumento do teor de austenita com o aumento do aporte de calor, o que é explicado pelo fato de a austenita ser formada a partir da ferrita delta durante o resfriamento. Quanto maior o aporte térmico, maior o tempo de resfriamento, resultando dessa forma em maiores porcentagens de austenita, conforme observado por Tavares[15].

Os resultados obtidos indicam uma tendência de aumento no teor de austenita quando aplicado o gás de proteção Ar + 2,5% N₂, pois conforme Tavares [15], o valor mínimo de energia necessário para obtenção do correto balanço de fase (50% ferrita e 50% austenita) é de 0,5 kJ/mm, porém mesmo a soldagem tendo sido executada com uma energia de 0,40 kJ/mm, ainda assim foi possível a obtenção de uma microestrutura com mais de 50% de austenita.

[Digite aqui]

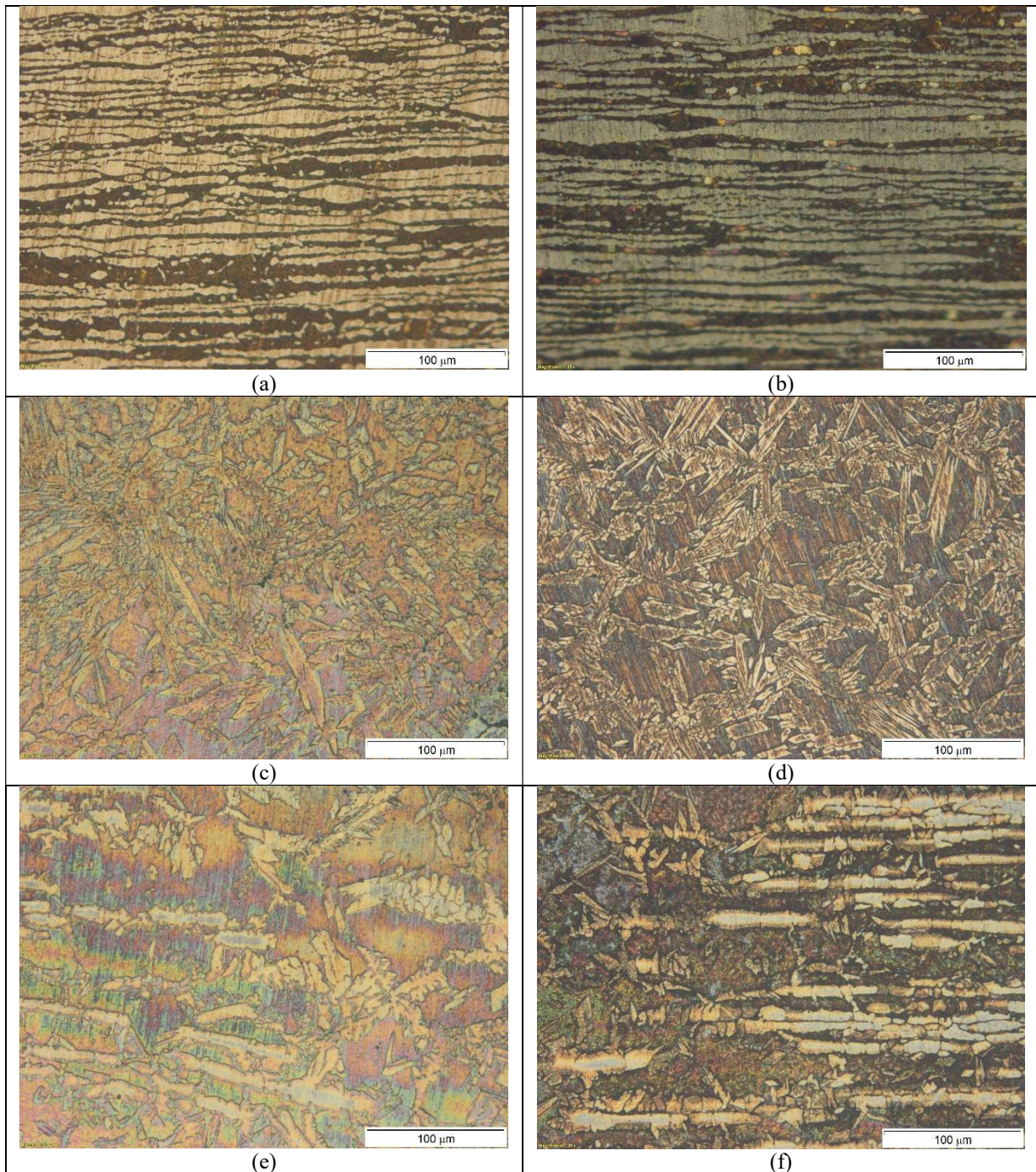


Figura 8 – Análise metalográfica das amostras 1 e 2 (Ataque eletrolítico com NaOH): (a) Metal de Base para a amostra 1; (b) Metal de Base para a amostra 2; (c) ZF para a amostra 1; (d) ZF para a amostra 2; (e) ZTA para a amostra 1; (f) ZTA para a amostra 2

A figura 8 apresenta as análises metalográficas realizadas conforme a prática A da norma ASTM A923, onde não é evidenciada a presença de fases deletérias, somente as fases ferrita e austenita se fazem presentes. Este resultado está em acordo com o proposto por Tavares[15], pois fases intermetálicas deletérias somente devem se apresentar para aporte de calor superior a 2,0 kJ/mm, porém as condições de soldagem apresentam aporte de calor inferior a 0,5 kJ/mm.

[Digite aqui]

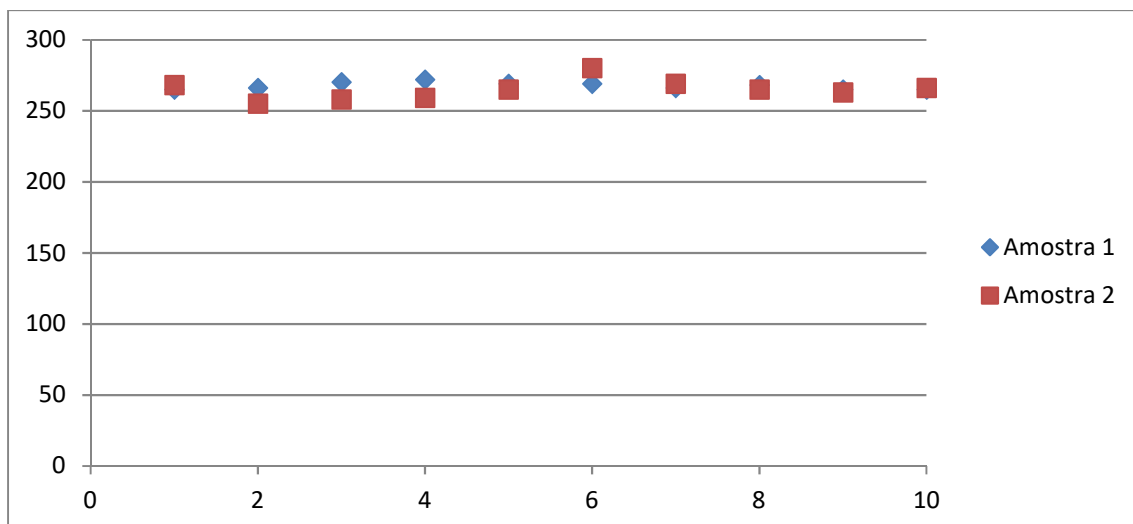


Figura 9 - Gráfico do perfil de microdureza Vickers obtido.

Tabela 5 – Resultados obtidos para as propriedades mecânicas do ensaio de tração para as amostras.

Amostra	Larg. ¹ mm	Esp. ¹ mm	Área mm ²	LR ¹ MPa	Local de Ruptura	Média	Desvio Padrão
Especificado	-----	-----	-----	≥ 800 ²	----- -		
1	13,14	3,91	51,38	803	S ³	842 MPa	±35 Mpa
	12,87	4,00	51,48	854	MS ³		
	13,89	3,77	52,37	870	MB ³		
2	12,24	3,62	44,31	849	MB ³	873 MPa	±21 MPa
	12,21	3,80	46,40	886	MB ³		
	13,29	3,72	49,44	885	MB ³		

(1) Larg. = Largura; Esp. = Espessura; LR = Limite de resistência;

(2) Se a ruptura ocorrer no metal de base, deve ser considerado ≥ 760 MPa

(3) Local de Ruptura – S = Solda; MS = Margem da solda; MB = Metal de base

Na figura 9, nota-se que ambas amostras apresentaram resultado similar para o ensaio de microdureza Vickers, além do fato de a variação de microdureza ao longo da solda, da ZTA e do metal de base sofrer pouca variação.

Na tabela 5, nota-se que somente um corpo-de-prova rompeu na solda, todos os demais romperam fora desta. Levando em consideração o critério de aceitação da norma ASME IX[21] todas as amostras estão aprovadas, pois embora uma amostra tenha rompido no metal de solda, o resultado da resistência a tração para este se encontra acima de 800 MPa. Esta corpo-de-prova rompeu na região da solda devido a falta de fusão na região da raiz desta amostra. A falta de fusão que ocorreu para essa amostra está ilustrada na figura 10, sendo que esta havia sido identificada antes mesmo da execução do ensaio de tração.

A média dos resultados obtidos para amostra 2 foi mais alto, além de a dispersão dos resultados ter sido menor, como pode ser visto pelo desvio padrão, sendo que o corpo-de-prova que apresentou falta de penetração possui grande parcela de culpa sobre este resultado. Além disso, embora a amostra 2 possua uma porcentagem maior de austenita, o que justificaria a sua maior resistência mecânica pois a austenita possui valores mais altos de resistência do que a ferrita, deve-se levar em consideração que praticamente todos os corpos-de-prova, com exceção de um romperam no metal de base, portanto os resultados obtidos não servem de comparação entre os parâmetros aplicados as 2 amostras. Os resultados obtidos revelam que os parâmetros de soldagem utilizados produziram soldas com resistência mecânica superior a do metal de base.

[Digite aqui]

Durante a avaliação do corpo-de-prova apresentado na figura 10, constatou-se que a falta de fusão foi proveniente de um desalinhamento, que resultou em maior aporte térmico em somente um dos chanfros, portanto a descontinuidade ocorreu devido à preparação da junta a ser soldada, na fase de ponteamto, e não devido ao parâmetro o qual se provou eficaz.



Figura 10 – Corpo-de-prova de tração com falta de fusão em um dos lados.

4 . Conclusões

- Não foi possível executar uma solda com penetração total para a espessura de 3,68 mm utilizando o processo CMT.
- A soldagem utilizando processo CMT combinado com arco pulsado apresentou resultado satisfatório para a espessura de 3,68 mm.
- A soldagem para a espessura de 3,68 mm resultou em porcentagens de austenita superiores à 50% embora a energia de soldagem esteja abaixo do recomendado por Tavares [15], devido ao fato de ter sido adicionado N₂ ao gás de proteção.
- Foi possível obter cordões de solda sem presença de poros visíveis em aumentos de até 500X com a utilização do gás de proteção Ar-2,5N₂.

5. Agradecimentos

Agradeço as empresas Sandvik do Brasil, pelo fornecimento do material alvo do meu estudo, e a Voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil pelo fornecimento do arame de solda utilizado no desenvolvimento desta pesquisa.

Agradeço à Fronius Brasil por ter cedido suas instalações e o equipamento de solda, sem os quais este trabalho não seria possível.

Por fim, agradeço à Falcão Bauer e aos funcionários, pelo auxílio que me foi prestado.

6. Referências Bibliográficas

- [1] http://www.acesita.com.br/port/produtos_servicos/inox_industria.asp; acesso em 20/08/2013
- [2] <http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/biblioteca/INOX30.pdf>; acesso em 20/08/2013
- [3] http://www.mgrepresentacoes.com.br/inox tubos_mercados.asp; acesso em 20/08/2013
- [4] ASM Handbook Vol. 9 – Metallography and Microstructures – Ed. 1998.
- [5] Senatore, M.; Finzetto, L.; Perea, E.; Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304 L/316L Rem: Rev. Esc. Minas vol.60 no.1 Ouro Preto Jan./Mar. 2007
- [6] ANGELINI E.; DE BENEDETTI B.; ROSALBINO; F.; Microstructural evolution and localized corrosion resistance of an aged superduplex stainless steel, Corrosion Science; vol. 46 – Junho/2004 – pág. 1351-1367.
- [7] TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; and LI, J.; Effect of annealing temperatura on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750, Materials Characterization, 2009, p.1049-1054.
- [8] Bastos, I. N.; Tavares, S. S. M.; Dalard, F.; Nogueira, R. P.; Effect of microstructure on corrosion behavior of superduplex stainless steel at critical environment conditions, Scripta Materialia, 57, 2007, p. 913-916.
- [9] Sandvik Seamless heat exchanger tubing – S-154-ENG. 03.2008; disponível em [http://www.smt.sandvik.com/Global/Downloads/Products_downloads/tubular-products/sandvik-seamless-heat-exchanger-tubing\(S-154-ENG.03.2008\).pdf](http://www.smt.sandvik.com/Global/Downloads/Products_downloads/tubular-products/sandvik-seamless-heat-exchanger-tubing(S-154-ENG.03.2008).pdf) ; acesso em em 25/08/2013

[Digite aqui]

- [10] Datasheet Sandvik S-1877 - Seamless Tube – Duplex Stainless Steel – Sandvik SAF2707HD® – November 2006; disponível em [http://www.smt.sandvik.com/Global/Downloads/Products_downloads/tubular-products/sandvik-seamless-heat-exchanger-tubing\(S-154-ENG.03.2008\).pdf](http://www.smt.sandvik.com/Global/Downloads/Products_downloads/tubular-products/sandvik-seamless-heat-exchanger-tubing(S-154-ENG.03.2008).pdf); acesso em 25/08/2013
- [11] Sandvik SAF2707HD (UNS S32707) – a Hyper-duplex stainless steel for severe chloride containing environments; S-51-63. 11/2006; disponível em <http://www.smt.sandvik.com/PageFiles/37677/S-51-63-ENG%20061101.pdf>; acesso em 25/08/2013
- [12] ASTM A269:2008 – Stainless Steel Mechanical Tubes Welded Stainless Steel Boiler Superheater - American Society for Testing and Materials
- [13] ASTM A789:2008a – Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Tubing for General Service
- [14] ASTM A790:2008 – Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe
- [15] TAVARES, S. S. M.; PARDAL, J. M.; LIMA, L.D.; BASTOS, I. N.; NASCIMENTO, A. M.; DE SOUZA, J. A.; Characterization of microstructure, chemical composition, corrosion resistance and toughness of a multipass weld joint of superduplex stainless steel UNS S32750 – Materials Characterization 58, 2007, p.610-616.
- [16] Timothy Patrick Hasselberg; A feasibility study of "cold metal transfer" – gas metal arc Welding (CMT-GMAW) nickel base superalloy inconel 718TM; Abril, 2009
- [17] Thonson Ferreira Costa; Aplicação de processos MAG curto-circuito convencional e controlado na soldagem de dutos de aço carbono; Revista Soldagem & Inspeção; disponível em http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242012000400010&lng=pt&nrm=iso&tlng=en; acesso em 18/08/2013
- [18] http://www.fronius.com/cps/rde/xbcr/SID-BBF1EF32-82E0BBF5/fronius_uk/CMTRobotics_pres_openhouse__538967_snapshot.pdf; acesso em 26/08/2016
- [19] ASTM A923:2008 – Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels
- [20] ASTM A370:2010 – Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- [21] ASME Seção IX:2007 – ASME Boiler & Pressure Vessel Code
- [22] ASTM E384:2016 – Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials