

ESTUDO DOS PARÂMETROS DE PROCESSO DE SOLDAGEM FHPP APLICADO A UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Douglas Martinazzi (Universidade Federal do Rio Grande do Sul, LAMEF) martinazzi.douglas@gmail.com
Cleber de Lima Lessa (Instituto Federal do Rio Grande do Sul - Caxias do Sul/RS, NIEPE-Engenharias)
Diogo Trento Buzzati (Universidade Federal do Rio Grande do Sul, LAMEF)
Arlan Pacheco Figueiredo (Instituto Federal do Rio Grande do Sul - Caxias do Sul/RS, NIEPE-Engenharias)
Guilherme V. B. Lemos (Universidade Federal do Rio Grande do Sul, LAMEF)
Afonso Reguly (Universidade Federal do Rio Grande do Sul, LAMEF)

Resumo: Aços inoxidáveis dúplex têm aplicação na indústria por apresentar alta resistência mecânica e boa resistência à corrosão, características que dependem essencialmente da sua composição química e microestrutura. No entanto, a utilização de processos de união pode alterar estas propriedades devido a ciclos térmicos inerentes aos processos convencionais de soldagem. Uma alternativa a esse problema é o emprego de métodos de união que não sem fusão como, por exemplo, a soldagem por fricção. Dentro dos diversos processos de soldagem por fricção existentes hoje em dia, pode-se destacar o FHPP (Friction Hydro Pillar Processing), no qual um pino consumível é rotacionado contra uma base, gerando calor por atrito, promovendo os materiais ao estado pastoso, no qual se misturam formando a junta. Neste contexto, o presente trabalho estuda o processo de soldagem por fricção FHPP aplicado ao aço inoxidável duplex UNS S31803 e avalia a influência dos parâmetros de processo na qualidade da solda. Foram usadas duas forças axiais, e duas espessuras de base diferentes. Após a soldagem, foram realizadas análises metalográficas, a fim de analisar a microestrutura, assim como perfis de microdureza e quantificação das fases. Os resultados comprovam que o aumento dos valores da carga axial promoveram uma melhor adesão entre os materiais. A análise metalográfica mostrou um refino microestrutural na zona de ligação. Por fim, através do ensaio de dobramento lateral, verificou-se que a solda apresenta boa ductilidade.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex; FHPP; microestrutura; fração volumétrica de ferrita; ZTA.

STUDY OF PROCESS PARAMETERS FOR FRICTION HYDRO PILLAR PROCESSING OF UNS 31803 DUPLEX STAINLESS STEEL

Abstract: Duplex stainless steels have been applied to the industry due to their elevated mechanical strength and corrosion resistance. However, traditional joining process is often used and they can modify the material's properties and microstructure mainly due the thermal cycles experienced. Therefore, a very good alternative to avoid the problems caused by conventional welding is the Friction Hydro Pillar Processing (FHPP) which has a solid state nature. Hence, this work evaluates the influence of FHPP process parameters on weld quality. Two axial forces and two different base thicknesses were used. After welding a metallographic analyzes were performed to examine the microstructure. In addition, microhardness profiles and phases quantification were considered. Results confirmed that the increasing the axial force led to an improvement the joint quality. The metallographic analysis showed microstructural refinement in the mixing zone. Finally, the bending test showed a very good joint ductility.

Keywords: Duplex stainless steel; FHPP; microstructure; ferrite volume fraction; HAZ.

1. INTRODUÇÃO

Friction Hydro Pillar Processing (FHPP) é uma técnica relativamente nova de soldagem no estado sólido. Inventada pelo TWI (The Welding Institute) em 1991, esta técnica ainda está em desenvolvimento, mas já se apresenta como uma técnica promissora para união e reparo de chapas espessas dos mais variados materiais, desde os ferrosos até os não ferrosos.

Este processo consiste de duas etapas principais: uma primeira de furação e uma segunda de enchimento. Nesta última, o consumível ou material de enchimento, que é um pino metálico equivalente ao material a ser reparado, é rotacionado em alta velocidade (geralmente acima de 1000 RPM) e, posteriormente, prensado contra o material a ser reparado, que possui um furo de geometria similar ao pino. Devido ao atrito e a força axial, o material vai escoando e preenchendo o furo com grande penetração, preenchendo-o na sua totalidade. [1]. Com isso ocorre uma união plástica no estado sólido (Figura 1). Devido ao contato inicial do consumível com o fundo da cavidade, calor será gerado por fricção, promovendo assim o escoamento do material plastificado ao longo do plano de cisalhamento na base do consumível, gerando camadas plastificadas [2].

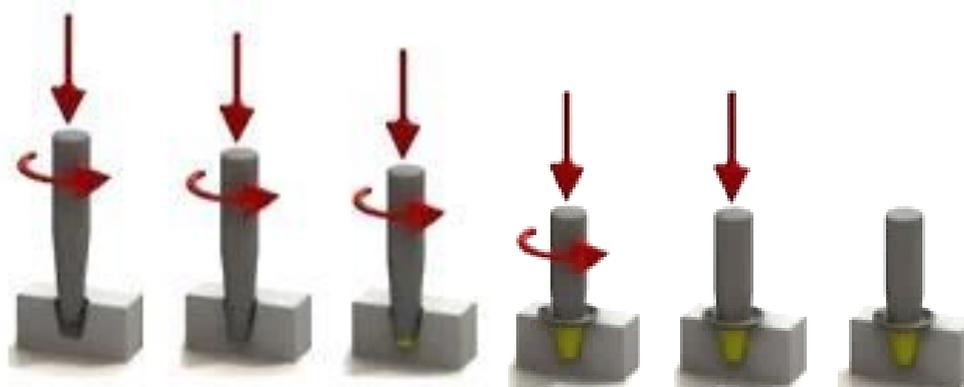


Figura 1. A Ilustração esquemática das diferentes etapas de soldagem pelo processo FHPP [2].

Os parâmetros de controle do processo são a velocidade de rotação, o “burn off” (comprimento do pino consumível processado) e a força axial aplicada (durante o processamento e na fase de forjamento). O tempo de aquecimento é um parâmetro cuja resultante depende dos anteriores. É importante ressaltar que as geometrias do pino e do furo usinado no bloco são parâmetros fundamentais, comprovado através de diversos estudos que demonstraram a influência destes na qualidade da solda [3–5]. Portanto, a combinação adequada destes fatores vai influenciar diretamente na qualidade final da solda. Neste sentido, é essencial que não existam defeitos microestruturais, falta de preenchimento do furo e a falta de adesão entre os dois corpos. Assim, é importante otimizar as cargas axiais [1,2] e geometrias aplicadas no processo.

O material utilizado nessa investigação é o aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF2205). Os aços inoxidáveis duplex são muitas vezes reconhecidos em aplicações e desenvolvimento de atividades ligadas ao petróleo e gás, também no que diz respeito às exigências de operação na indústria de açúcar e álcool e nas indústrias de papel e celulose [6]. Os aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais a base de ferro que têm microestrutura composta de duas fases, são elas: a ferrita (α) e a austenita (γ). Dessa forma, os AID são caracterizados por uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos

e austeníticos. Esta microestrutura tem forte relação com os elementos de liga adicionados em maiores quantidades ao material como, por exemplo, cromo, molibdênio e nitrogênio em relação aos aços austeníticos e ferríticos [7]. Enquanto os três primeiros elementos aumentam a resistência à corrosão, o nitrogênio, como soluto intersticial, tem efeito favorável sobre a resistência mecânica. Estas alterações de composição química, entretanto, aumentam a estabilidade da fase sigma (σ) e possibilita o aparecimento de algumas outras fases intermetálicas, especialmente a chamada fase Chi (χ) $\text{Fe}_{30}\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$, entre outras fases e carbonetos complexos que podem precipitar e fragilizar o material [8–11].

O presente estudo vai abordar a aplicação do processo de soldagem por fricção FHPP no aço inoxidável super duplex UNS S31803 (AID SAF 2205) para avaliação da influência de duas forças axiais e três geometrias de bases e pinos diferentes na qualidade macroestrutural e microestrutural das soldas

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Na Figura 2 é possível ver as micrografias dos materiais como recebido. Na Tabela 1, as composições químicas da barra chata utilizada para confeccionar o metal base (MB), e da barra redonda utilizada para confeccionar os pinos consumíveis. A composição química foi realizada em um Espectrômetro de emissão óptica marca SPECTRO, modelo Spectrolab.

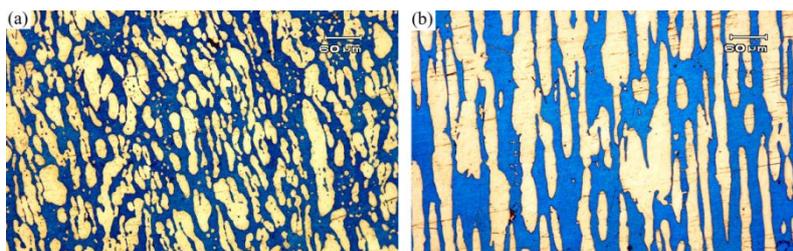


Figura 1. Material como recebido. (a) barra chata para o MB. (b) barra redonda para os Pinos.

Tabela 1. Composição química.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	N	Balanço
MB	0,015	0,414	1,64	0,005	0,002	22,7	3,01	4,57	<0,001	0,173	0,08	0,007	0,06	0,03	0,24	Fe
Pino	0,02	0,445	1,49	0,018	0,001	22,8	2,61	4,81	0,002	0,084	0,04	0,008	0,07	0,02	0,3	Fe

Na Figura 3 é mostrado o croqui das usinagens das barras, sendo que a primeira geometria testada (G1) é mostrada na Figura (a) e a segunda (G2) e terceira (G3) geometria testadas são apresentadas pelas Figuras (b) e (c), respectivamente. A diferença principal entre as geometrias G1 e G2 são os raios do fundo do furo no MB e o raio da ponta do pino, que no caso são raios 1 e 3 mm. Já entre G2 e G3 os raios se mantiveram em 3 mm, porém foram variadas as alturas dos furos no MB de 10,6 mm para 8,6 mm e as alturas dos cones do pino de 22 para 18 mm. Na tabela 2 é o resumo destas geometrias é apresentado.

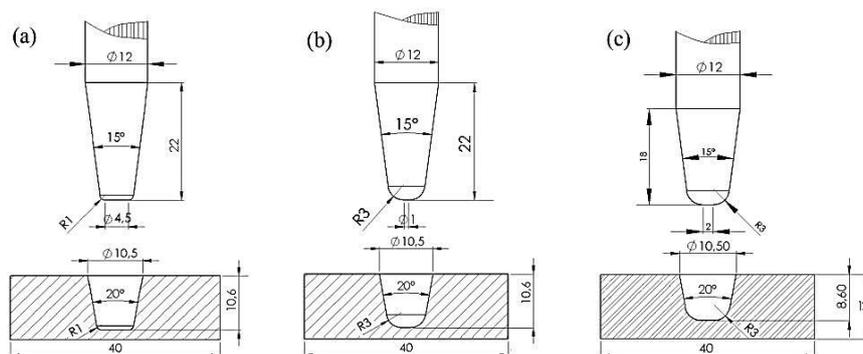


Figura 2. Croqui mostrando os materiais confeccionados para os ensaios.

Tabela 2. Resumo das mudanças na geometria.

Geometria	Raio	Altura	Cone do pino
G1	1 mm	10,6	22 mm
		mm	
G2	3 mm	10,6	22 mm
		mm	
G3	3 mm	8,6 mm	18 mm

Após a obtenção do MB nas espessuras necessárias e do pino consumível na geometria adequada, estes foram processados nas forças de 18 e 25 kN através da máquina MSA 50 para soldagem FHPP. A MSA 50 é um equipamento desenvolvido no LAMEF-UFRGS (Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul), conforme apresenta a Figura 4. As etapas do processo de soldagem (passo a passo) são apresentadas na Figura 4. Os demais parâmetros utilizados foram a rotação 7000 RPM e o burn off 10 mm. O procedimento para soldagem está demonstrado na Tabela 3.



Figura 3. Máquina para processamento FHPP MSA 50.

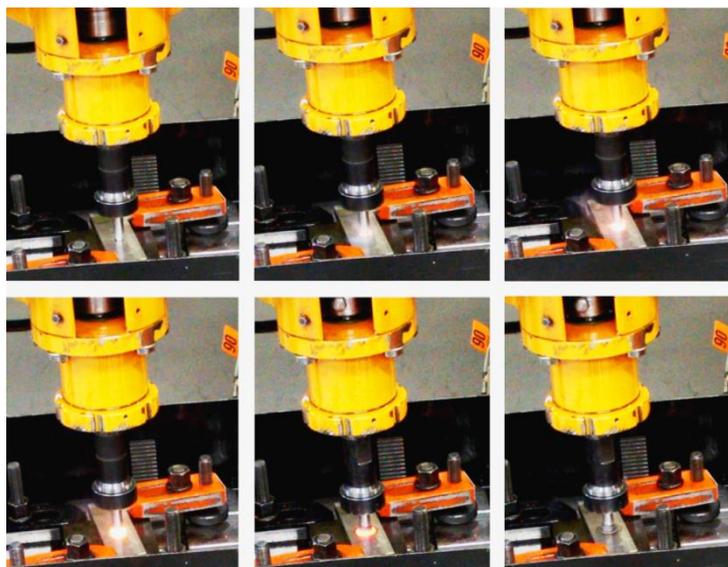


Figura 4. Processamento da soldagem.

Tabela 3. Parâmetros utilizados.

Força [kN]	18	25
Velocidade [RPM]	7000	7000
Burn off [mm]	10	10
G1	Sim	Não
G2	Sim	Sim
G3	Sim	Sim

Para ataque químico, a fim de revelar as macrografias e micrografias, foi utilizado o reagente Behara modificado. Foi utilizado o microscópio ótico OLYMPUS BX51M. Para avaliação quanto à qualidade da solda, foram avaliados os percentuais de fases α e γ [12], o espaçamento interaustenítico [13], percentual de fases intermetálicas e precipitados deletérios [14–16]. Todos estes procedimentos seguiram recomendações de normas e auxílio do software Image J [23] para mensurar os valores. Para avaliação detalhada dos precipitados, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura (MEV) equipado com microsonda EDS (energy dispersive X-ray spectroscopy) em diferentes regiões como a Zona de Mistura e a ZTA Pino (região central).

Posteriormente foram realizados perfis de microdureza espaçadas 0,25 mm ao longo das zonas da solda com o equipamento INSTRON Tukon 2100-B. Por fim, para confirmar a ductilidade da solda, foi efetuado o ensaio de dobramento. No caso específico dos ensaios de dobramento, foi utilizada uma máquina eletromecânica marca Instron modelo 5585H para os corpos de prova nas dimensões mostradas na Figura 6. A taxa de deslocamento da máquina foi de 1 mm/min, o diâmetro do rolete superior utilizado para os ensaios foi de 15 mm.

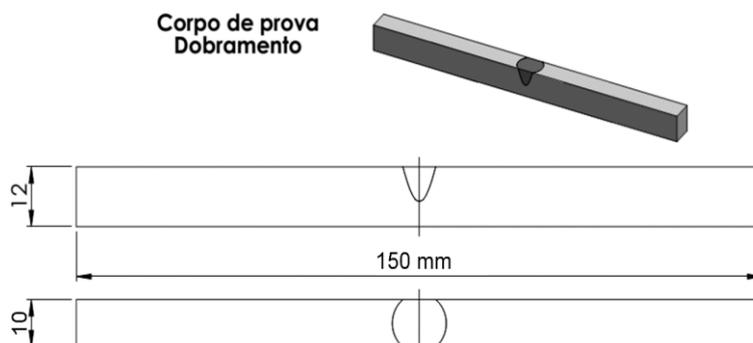


Figura 6. Corpo de prova esquemático para ensaio de dobramento lateral.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após os processamentos, as juntas soldadas foram cortadas e preparadas para avaliação. Foram identificadas as zonas típicas [17] do processamento FHPP, ou seja, ZM: Zona de Mistura; ZTA-Pino: Zona Termicamente Afetada no Pino; ZTMA: Zona Termomecanicamente Afetada no Pino; ZTMA-MB: Zona Termomecanicamente Afetada no Metal Base; ZTA-MB: Zona Termicamente Afetada no Metal Base (Figura 7).

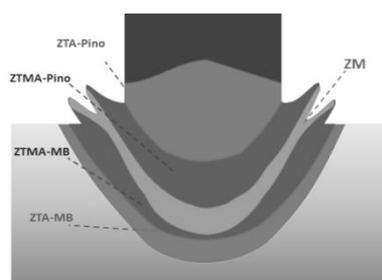


Figura 7. Esquema mostrando as zonas formadas. ZM, ZTA-Pino, ZTA-Pino, ZTMA-MB, ZTA-MB.

Para melhor entendimento, a nomenclatura utilizada para apresentar os resultados segue a seguinte metodologia: XXYY; onde “XX” significa a Força utilizada e “YY” significa a Geometria utilizada. Dessa forma, a Figura 8, traz as macrografias realizadas.

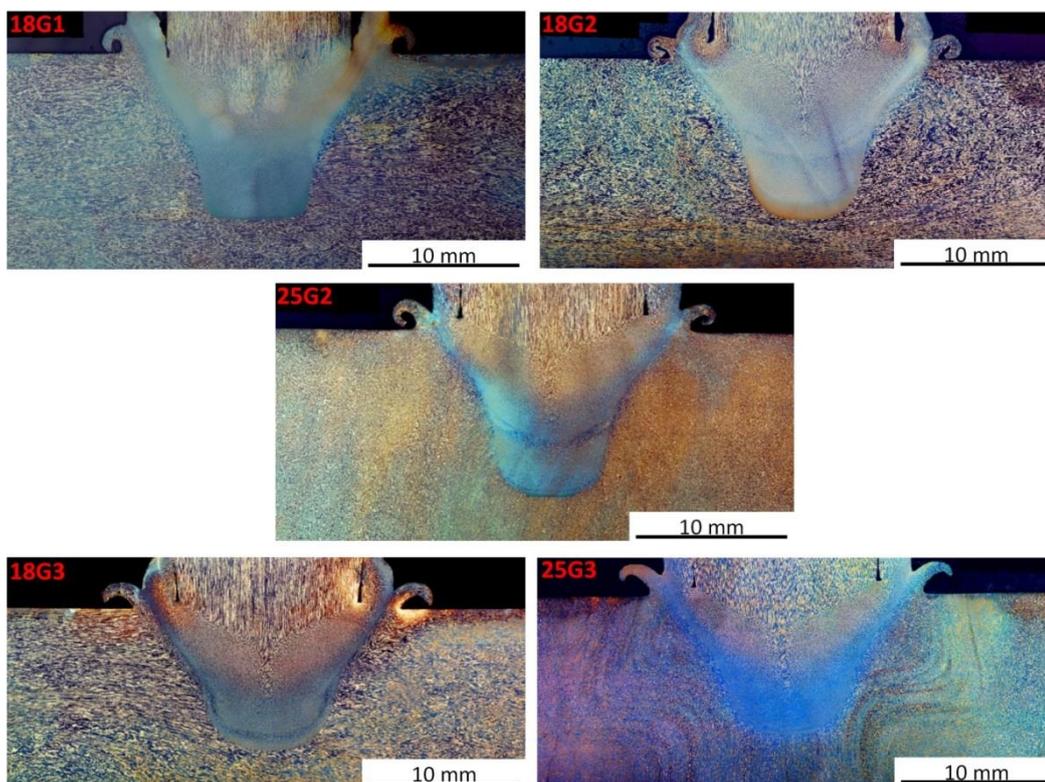


Figura 8. Macrografias das uniões realizadas.

O resultado da análise criteriosa das uniões realizadas mostra que, com exceção da união 25G3, todas as demais condições mostraram algum tipo de defeito, como relatado na Tabela 4. Na Figura 9 as micrografias mostram em detalhe a zona de ligação da união entre o MB e o Pino de todos os processamentos.

Tabela 4. Checagem dos processamentos.

Força [kN]	G1	G2	G3
18	x	X	X
25	-	X	✓

Nota: x: com defeito; ✓: sem defeito.

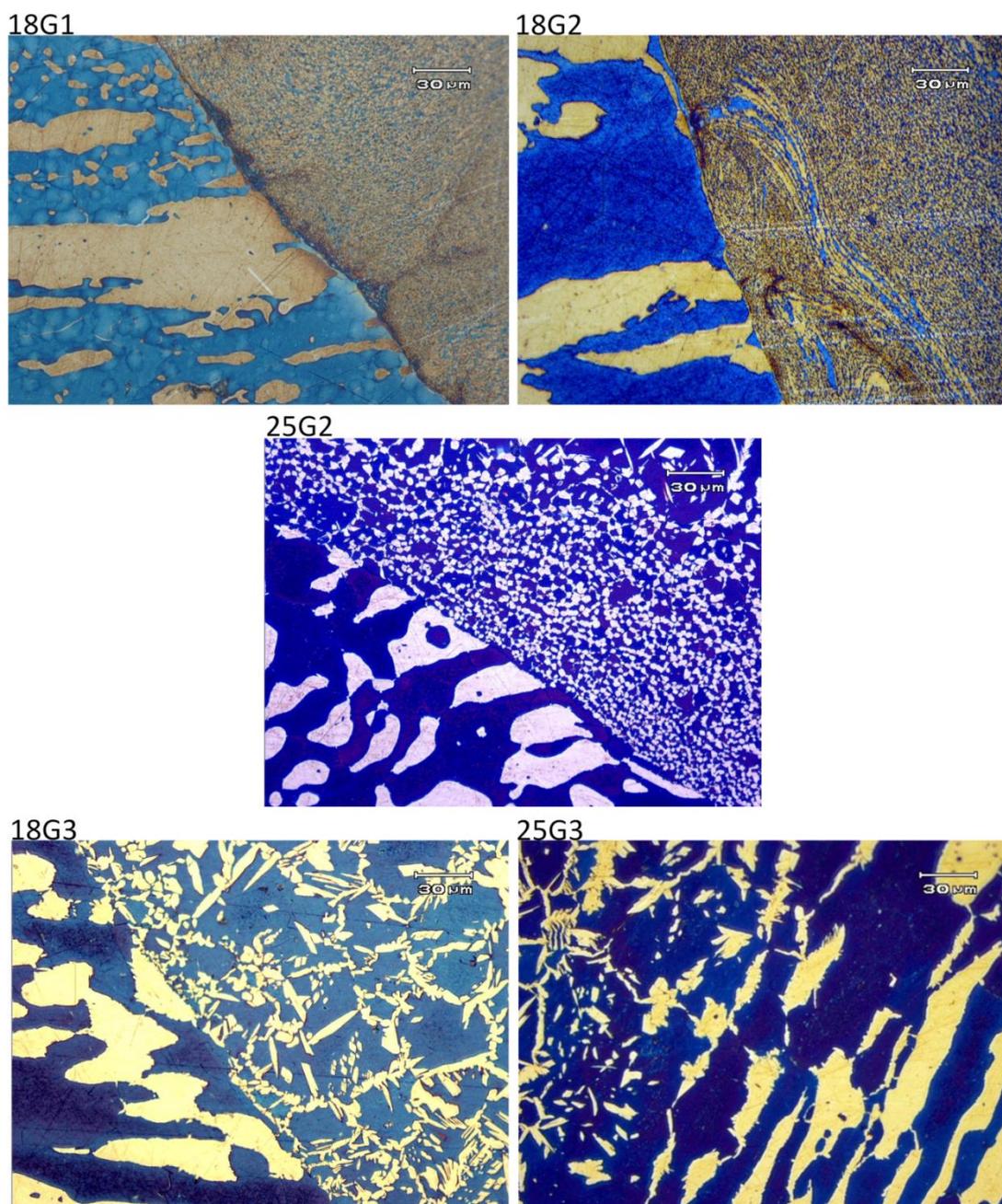


Figura 9. Detalhe na zona de ligação entre o MB e Pino.

Tanto na 18G1 quanto na 18G2 percebeu-se uma falta de adesão na união. Alguns autores relataram tais defeitos e os justificaram devido à falta de energia de soldagem [2–5], que pode ter ocorrido em consequência da baixa pressão aplicada (associada a carga de 18 kN). Nas uniões 18G3 e 25G2 ocorre o defeito chamado de entalhe metalúrgico [18]. Esse defeito metalúrgico consiste no fato de ocorrer uma variação grande na microestrutura, que no caso da união 25G2 se percebe uma diferença no tamanho dos grãos da parte do MB em relação ao Pino e, na união 18G3 se percebe principalmente a diferença nas microestruturas. Se destaca a formação da γ secundária na microestrutura do Pino, chamada por alguns autores de austenita de Widmanstätten [19] que afeta a resistência à corrosão [20]. Como mostrado na Tabela 4, foi perceptível pela micrografia da união 25G3 que esta ocorreu sem defeitos entre o MB e o Pino, portanto, o estudo posterior se concentrou nesta junta soldada, ou seja, com a Força de 25 kN na geometria G3.

A junta soldada 25G3 mostrou as zonas típicas descritas na anteriormente na Figura 7. A Figura 10 mostra a macroestrutura da vista superior e o seu detalhe micrográfico com destaque para a nomenclatura das zonas. Na Figura 5 se destacam três regiões da macrografia que mostra a união. Estas regiões mostram a ZM sem os defeitos que ocorreram nas tentativas de união anteriores. Através das micrografias é possível afirmar que houve união, ou seja, se formou a junta soldada no ensaio 25G3.

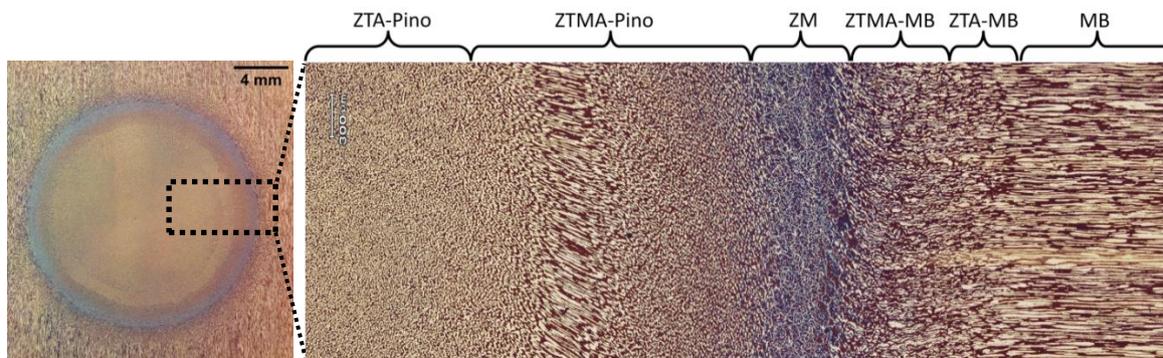


Figura 10. Detalhe Macroestrutura e da Microestrutura da vista superior da solda.

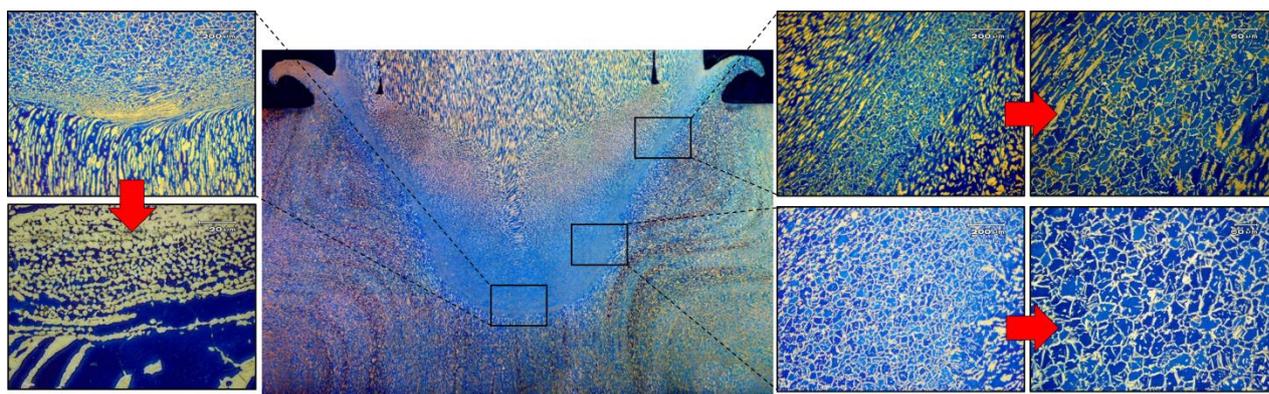


Figura 51. Análises das regiões da junta soldada 25G3.

Diante do exposto anteriormente, outras análises foram feitas no sentido de qualificar a união. Na junta soldada 25G3, com relação aos intermetálicos (Figura 6), após seguir todos os procedimentos[14–16], a norma considera aceitável teor máximo de 0,5% [15], mas no MB e na Zona de Mistura (ZM) entre pino e MB, o teor de precipitados foi muito baixo, próximo a 0%. Entre a Zona Termomecanicamente Afetada do Pino (ZTMA-Pino) e a Zona Afetada do Pino (ZTA-Pino) foi encontrado um teor máximo de 0,42%.

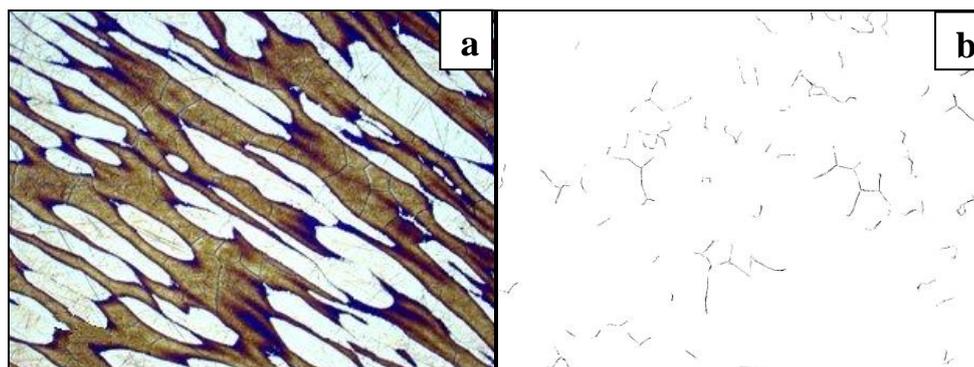


Figura 6. (a) metalografia padrão. (b) metalografia padrão transformada para utilização de métodos computacionais para contagem de intermetálicos.

A fase secundária encontrada na junta soldada apresentou-se tal qual a fase Chi, acumulada nos contornos de grão ferríticos, como mostra a estrutura indicada pela seta na Figura 13 (a). Conforme Escriba et al. observaram em seu trabalho [25], a morfologia da fase Chi e da fase sigma diferem bastante. Enquanto a fase Chi se apresenta na forma de pequenas partículas agrupadas nas interfaces δ/δ , a fase sigma precipita a partir da própria fase Chi, e cresce para o interior dos grãos ferríticos. Esse comportamento explica-se, segundo os autores, pelo fato de a fase Chi precipitar em um tempo menor do que a fase sigma no aço UNS S31083. Para a obtenção de um indício sobre a natureza dos precipitados, foi feita então uma análise química via microsonda EDS. Devido ao reduzido tamanho dos precipitados, esperasse que haja interferência da matriz sobre a sua composição química, já que as partículas analisadas são possivelmente menores que o volume ativado pelo feixe de elétrons. O espectro do precipitado (resultado qualitativo da análise) está mostrado na Figura 13 (b). Os elementos com maiores picos característicos são os dos elementos ferro, cromo e molibdênio, que são os elementos em maior proporção no material base.

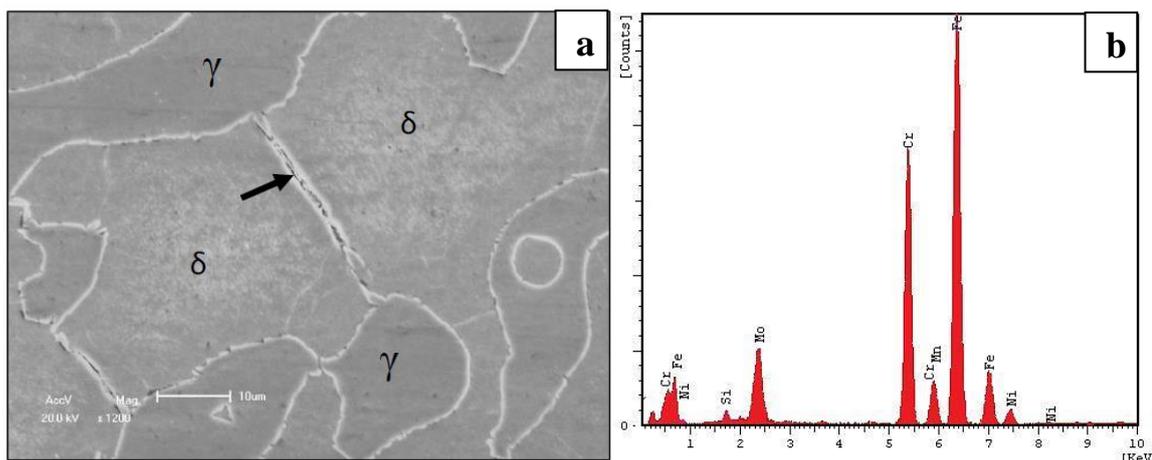


Figura 13. Fase secundária encontrada na solda por fricção. MEV.e espectro de raios X do precipitado, indicando os principais elementos químicos encontrados.

Embora os resultados da análise EDS quantitativa não tenham a mesma precisão de outras técnicas de espectroscopia, foi possível perceber que há diferença entre a composição química dos precipitados e da matriz ferrítica à sua volta. As quantidades de ferro e de níquel foram bem menores no precipitado do que na matriz, enquanto que a porcentagem em peso de molibdênio é bem menor na matriz do que no precipitado. Na Tabela 5 temos a comparação entre os resultados obtidos, da matriz e do precipitado, com a composição química das fases sigma e Chi, encontrados por Escriba et al. em seu estudo [26].

Tabela 5. Resultado de composição química, via EDS, para a matriz e para o precipitado em comparação com a composição química das fases Sigma e Chi.

Elemento	Fe [wt%]	Cr [wt%]	Ni [wt%]	Mo [wt%]
Matriz (ferrita)	65,5	23,7	4,21	3,21
Precipitado	55,3	23,7	2,26	11,8

Chi [25]	59,5	24,2	3,5	10,6
Sigma [25]	53,5	29,5	5,6	6,8

Em análise da proporção de fases ferrita/austenita, a junta soldada mostrou quantidade da fase ferrita, em suas zonas termomecanicamente formadas, um pouco acima da encontrada inicialmente em seu MB, porém, com esta quantidade de fase ferrita e precisão relativa (%RA) aceitáveis conforme normas [12,13] (Tabela 6).

Tabela 6. Percentuais de fases e espaçamento γ em 25G1 e no material como recebido.

Análise	Zona	% α	%RA α	% γ	%RA γ	Espaçamento γ (μm)	%RA Espaçamento γ
25G3	ZTMA-Pino	67,55	8,71	32,45	4,74	11,12	5,36
	ZM	65,17	13,61	34,83	4,97	21,75	7,49
	ZTMA-MB	65,61	9,83	34,39	4,83	16,95	4,31
Material como recebido	Pino Long.	49,63	4,80	50,37	4,93	31,54	6,73
	Pino Trans.	55,01	5,28	44,99	4,46	24,43	6,80
	MB	49,69	7,56	50,31	7,39	25,76	5,14

Nas mesmas regiões mostradas na Figura 5 foi realizado o perfil de microdureza, linha pontilhada na Figura 7, que mostra uma variação na ZTMA-Pino onde os valores variaram entre 250 e 290 HV. Os valores próximos da ZTA-Pino e ZTA-MB ficaram entre 245 e 280 HV. Importante salientar que essa variação é considerada baixa, pois o MB apresentou microdureza entre 240 e 250 HV. Além disso, os resultados na ZM demonstraram heterogeneidade nas distribuições de microdureza, e isso se atribuiu a formação da austenita de Widmanstätten. O aumento ocorrido na microdureza entre ZM e ZTMA-Pino foi devido ao processamento. Trabalhos anteriores [21,22] mostraram que essa variação na distribuição é comum nesse processo.

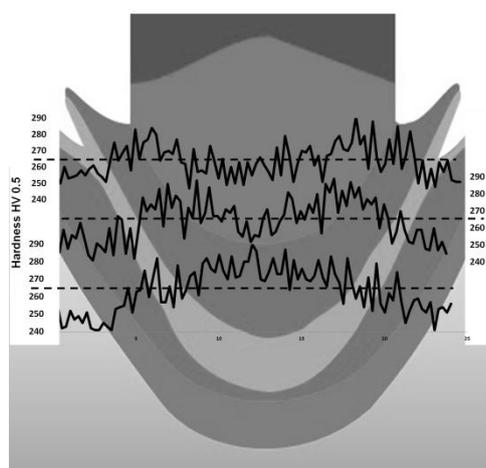


Figura 7. Representação das zonas mostrando os perfis de microdureza resultantes nas três regiões.

As amostras foram dobradas lateralmente até o ângulo de 180° ou até a que apresentassem um defeito visível (trinca). O ensaio ocorreu em duas etapas, conforme apresentado na Figura 6.

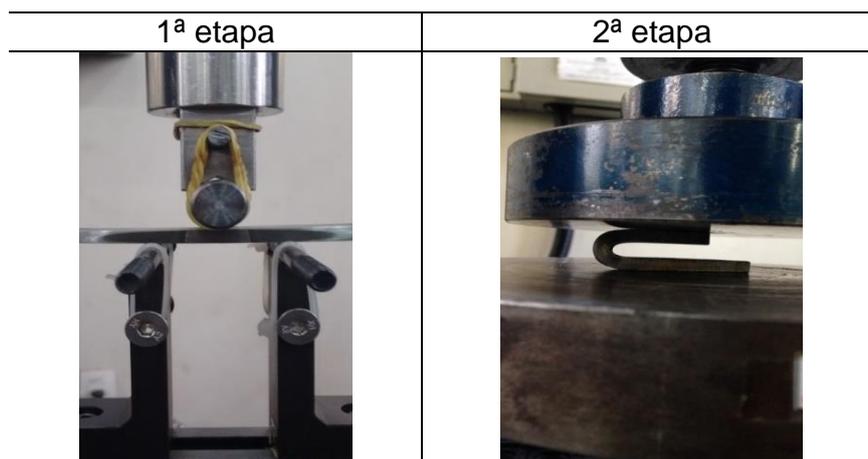


Figura 8. Corpo de prova sendo submetido ao ensaio de dobramento lateral em duas etapas.

Após o ensaio de dobramento, as amostras precisaram ser analisadas para posterior aprovação. Assim, como atividade prática pós-ensaio, foi verificada a existência ou defeitos na região tracionada do corpo de prova. Neste contexto, defeitos com dimensões acima de 3 mm de comprimento são causa para rejeição. Por fim, após o dobramento, não foram observadas descontinuidades ou fissuras nas juntas soldadas e, dessa forma, o resultado mostra que as soldas produziram uma união de qualidade, conforme é apresentado na Figura 16.

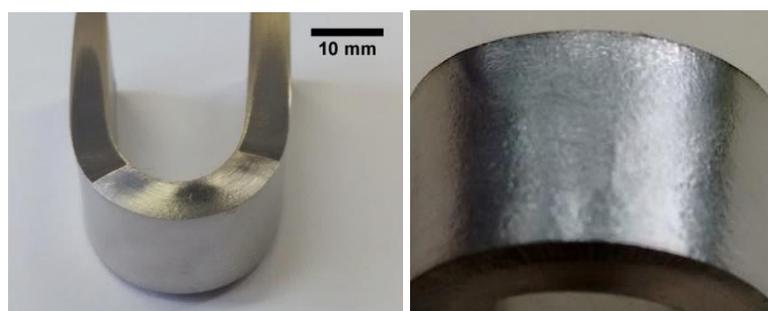


Figura 16: Resultados do Ensaio de dobramento da união 25G3.

4. CONCLUSÕES

Diante das análises realizadas no presente estudo é possível concluir-se que:

- ✓ As uniões realizadas com 18 kN nas geometrias G1 e G2 mostraram falta de adesão entre os materiais;
- ✓ Nas uniões de com força 18 kN com geometria G3 e 25 kN com geometria 2 houve o chamado entalhe metalúrgico;
- ✓ A união 25G3 foi a única a não apresentar defeitos e entalhe metalúrgico considerável. Além disso, esta junta soldada apresentou teor de intermetálicos dentro dos valores das recomendações técnicas. Também mostrou quantidade de ferrita em suas zonas levemente acima do encontrado no MB, entretanto, com quantidade e precisão aceitáveis;

Por fim, a união via processo de soldagem por fricção FHPP, com força axial de 25 kN e geometria G3, se caracteriza como uma junta soldada aprovada para reparo em estruturas de

aços duplex UNS S31803 (AID SAF 2205) devido macro e microestrutura adequada (conforme normas do referido material, além de boa ductilidade).

REFERÊNCIAS

- [1] C.R. de L. Lessa, M.F. Caregnato, P.H.C.P. da Cunha, M. Chludzinski, T.R. Strohaecker, M.L.K. de Macedo, et al., Microstructural evaluation of a C-Mn steel welded by the friction hidro-pillar process, *Soldag. Insp.* 16 (2011) 02–11. doi:10.1590/S0104-92242011000100002.
- [2] F.W.T. Yeh, P.H.C. Pereira da Cunha, C.R. de L. Lessa, T. Clarke, T. Strohaecker, Evaluation of Discontinuities in A36 Steel Repairs with Friction Hydro Pillar Processing Using Different Axial Forces, *ISIJ Int.* 53 (2013) 2269–2271. doi:10.2355/isijinternational.53.2269.
- [3] M.P. Jardim, R.A. Gonçalves, M.T.P. Paes, R.R. Pires, V.L.D.S. Franco, Efeito da geometria do pino e do furo no reparo por atrito resultados preliminares, *Tecnol. Em Metal. E Mater.* 4 (2007) 27–32. doi:10.4322/tmm.00402006.
- [4] R.R. Pires, Efeitos da geometria, da força axial e da rotação no reparo por atrito, (2007).
- [5] A. Meyer, Friction Hydro Pillar Processing - Bonding Mechanism and Properties, (2003).
- [6] R.A. Faria, R. Fourmentin, O.C.P. Junior, G.M. Castro, Production of duplex stainless steels in arcelormittal inox Brasil, *Prod. Duplex Stainl. Steels Arcelormittal Inox Bras.* (2010). [http://www.abinox.org.br/inox-2010/downloads/trabalhos/M6-DevelopOfDuplextSS\(AMIB\).pdf](http://www.abinox.org.br/inox-2010/downloads/trabalhos/M6-DevelopOfDuplextSS(AMIB).pdf) (accessed April 25, 2013).
- [7] M. Martins, L.C. Casteletti, Sigma phase morphologies in cast and aged super duplex stainless steel, *Mater. Charact.* 60 (2009) 792–795. doi:10.1016/j.matchar.2009.01.005.
- [8] H. Colpaert, *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns - 4a Edição Revista e Atualizada*, (2008).
- [9] M. Martins, S.M. Rossitti, M. Ritoni, L.C. Casteletti, Effect of stress relief at 350 °C and 550 °C on the impact properties of duplex stainless steels, *Mater. Charact.* 58 (2007) 909–916. doi:10.1016/j.matchar.2006.09.006.
- [10] M. Pohl, O. Storz, T. Glogowski, Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel, *Mater. Charact.* 58 (2007) 65–71. doi:10.1016/j.matchar.2006.03.015.
- [11] D.M. Escriba, E. Materna-Morris, R.L. Plaut, A.F. Padilha, Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel, *Mater. Charact.* 60 (2009) 1214–1219. doi:10.1016/j.matchar.2009.04.013.

- [13] O. Standard, Submarine Pipeline Systems, DET NORSKE VERITAS AS, 2012. http://www.oeassistant.com/download/os-f101_2012-08.pdf (accessed September 12, 2014).
- [14] DET NORSKE VERITAS, DESIGN OF DUPLEX STAINLESS STEEL SUBSEA EQUIPMENT EXPOSED TO CATHODIC PROTECTION - DNV-RP-F112, (2008).
- [15] E04 Committee, Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis, ASTM International, 2008. <http://www.astm.org/doiLink.cgi?E1245> (accessed October 15, 2014).
- [16] E04 Committee, Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, ASTM International, 2011. <http://www.astm.org/doiLink.cgi?E562> (accessed October 15, 2014).
- [17] E04 Committee, Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International, 2013. <http://www.astm.org/doiLink.cgi?E112> (accessed October 4, 2014).
- [18] M.T.P. Paes, A. Pope, Influence of Process Parameters in the TMAZ Microstructural Evolution of C-Mn Steels Friction Hydro-Pillar Welded Joints, in: Trends Weld. Res. Proc. 7Th Int. Conf., 2009: p. 381.
- [19] C.S. Yen, T.J. Dolan, A Critical Review of the Criteria for Notch-sensitivity in Fatigue of Metals, Univ. Ill. Bull. V 49 No 53. (1952). <http://www.ideals.illinois.edu/handle/2142/4249> (accessed July 23, 2015).
- [20] R. Badji, M. Bouabdallah, B. Bacroix, C. Kahloun, B. Belkessa, H. Maza, Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds, Mater. Charact. 59 (2008) 447–453. doi:10.1016/j.matchar.2007.03.004.
- [21] T.. Chen, J. Yang, Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel, Mater. Sci. Eng. A. 311 (2001) 28–41. doi:10.1016/S0921-5093(01)00911-X.
- [22] A. Ambroziak, B. Gul, Investig. Underw. FHPP Weld. Steel Overlap Jt. 7 (2007) 67–76. doi:10.1016/S1644-9665(12)60212-X.
- [23] A. Meyer, D. Pauly, J.F. Dos Santos, G. Pinheiro, A. Roos, D. Gibson, et al., Considerations on robotic friction stitch welding for the repair of marine structures, in: Proc. 20th Int. Conf. Offshore Mech. Arct. Eng., 2001: pp. 145–151. <http://e-book.lib.sjtu.edu.cn/omae2001/pdfs/mat/3162.pdf> (accessed April 12, 2013).
- [24] R. Fonseca, C. A. A. Hincapié, E. O. Corrêa, S. C. da Costa, Análise microestrutural dos processos de soldagem mag com pulsação térmica e sua relação com os níveis de energia, in: Revista de Engenharia e Tecnologia, Dez/2015: pp. 222–234. <http://www.revistaret.com.br/ojs2.2.3/index.php/ret/article/viewFile/420/389> (accessed May 12, 2013).
- [25] ESCRIBA, D.M. et al. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. Materials Characterization, vol. 60, p. 1214-1219. 2009).