

Soldagem por atrito com pino não consumível em juntas de aços inoxidáveis austenítico ABNT 316L e superduplex UNS S32750.

Dissimilar Friction Stir Welding between Austenitic Stainless Steel AISI 316L and Superduplex Stainless Steel UNS S32750

Theodoro, M. C.¹; Ferrinho, V. P.¹; Mei, P. R.²; Ramirez, A.J.¹

¹ Laboratório Nacional de Nanotecnologia, Campinas, SP, Brasil. maria.theodoro@lnnano.org.br

² Universidade Estadual de Campinas, Fac. Engenharia Mecânica, Campinas, SP, Brasil.

Resumo

Para verificar a viabilidade de se unir os aços inoxidáveis austenítico ABNT 316L e superduplex UNS S32750 através da técnica de Soldagem por Atrito com Pino Não Consumível (SAPNC) foram produzidas juntas soldadas em chapas com 6 mm de espessura usando ferramenta de PCBN-WRe. Os parâmetros utilizados foram: velocidade de rotação da ferramenta de 100, 150, 200 e 300 rpm, velocidade de avanço de 100 mm.min⁻¹ e controle manual da penetração da ferramenta durante a soldagem. As juntas produzidas a 150 e 200 rpm apresentaram os melhores resultados, com boa aparência, baixa rugosidade e penetração total, sendo que a de 150 rpm teve ausência de rebarbas. Verificou-se preenchimento total, sem defeitos internos e sem o aparecimento de uma terceira fase. As linhas de fluxo apareceram somente no lado do duplex, sendo que na região central e na base da junta essas linhas foram formadas por faixas alternadas de grão de tamanhos diferentes, enquanto a região superior apresentou faixas alternadas de grãos predominantemente ferríticos ou austeníticos. Em toda a região da junta os grãos ferríticos apresentaram-se maiores que os austeníticos vizinhos, apesar de os grãos austeníticos do duplex terem sido menores que os do 316L na zona misturada. Isso se deve à diferença de cinética de recristalização das duas fases. Também houve uma diminuição das ilhas de ferrita do aço 316L próximo à interface dos dois aços na zona misturada, supostamente provocada pela difusão do nitrogênio do aço duplex para o aço austenítico.

Palavras-Chave: Soldagem por atrito com pino não consumível; Solda Dissimilar; UNS32750, UNS S31603

Abstract

In order to verify the viability of dissimilar austenitic AISI 316L and UNS S32750 superduplex stainless steels welding by FSW, 6-mm-thick plates were welded using a PCBN-WRe tool. The welded joints were performed in position control mode at rotational speeds of 100, 150, 200 and 300 rpm and traverse speed of 100 mm.min⁻¹. The material flow pattern is visible only in the stirred zone of the duplex steel. On the top of the stirred zone, the patterns are made of regions of different phases (ferrite and austenite) and on the bottom and central part of the stirred zone the flow patterns are formed by alternated regions of different grain sizes. The ferrite grains are greater than austenitic ones along the stirred, thermomechanically affected and heat-affected zones. This is explained by the difference between austenite and ferrite recrystallization kinetics. The amount of ferrite islands present on the austenitic stainless steel base metal decreased near the stirred zone interface, caused by nitrogen diffusion from the duplex to the austenitic steel.

Keywords: Friction stir welding; Dissimilar welding; UNS32750, AISI 316L

1 – INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos são utilizados para trocadores de calor em refinarias e, normalmente o fluido que passa por ele ainda é agressivo porque contém sulfatos e compostos orgânicos sulfurados, nitrogenados e oxigenados [1]. A corrosão gera aumento de custos de manutenção dos equipamentos e, para isso, é necessário utilizar materiais que, além de possuírem boa tenacidade e resistência para suportar as altas pressões em temperaturas acima da ambiente, devem ser resistentes à corrosão. Além dos aços austeníticos, são muito utilizados também os aços inoxidáveis duplex, compostos em proporções quase iguais das fases ferrita e austenita, e que combinam propriedades de ambas as fases. São superiores em resistência mecânica e à corrosão relativamente aos aços austeníticos, mas possuem menor soldabilidade, sendo mais susceptíveis também a formar fases indesejadas a temperaturas mais altas como fase σ e carbonetos [2-5]. São bastante utilizados no transporte e processamento de matéria-prima e derivados do petróleo. A união desses dois aços pode gerar redução de custos de fabricação das unidades de destilação e de processamento de petróleo e de manutenção das mesmas [1].

A Soldagem por Atrito com Pino Não Consumível (SAPNC) é conhecida como a mais recente técnica de soldagem por atrito, que proporciona a união de materiais sem que estes cheguem à temperatura de fusão. Traz como vantagens a redução de macro e micro defeitos, a ausência de porosidade causada pela fusão do material e excelentes propriedades mecânicas da junta soldada [6]. Dessa forma, utilizando a técnica de SAPNC na união de materiais dissimilares com os aços inoxidáveis austenítico e duplex é possível além de produzir a união sem defeitos e sem aumento excessivo de temperatura que leve à formação de fases indesejadas, gerar melhoria das propriedades [7].

1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são aços com teor mínimo de cromo de 11%, além de adição de níquel e molibdênio, dentre outros elementos. A estrutura desses aços é basicamente austenítica, porém pode haver a presença de ferrita gerada por deformação em teores que não ultrapassam 4%. A ferrita diminui a resistência à corrosão por pite. Esses aços possuem boa soldabilidade e as juntas soldadas apresentam boa resistência à corrosão [2,8]. No entanto, a alta energia durante a soldagem pode gerar um efeito inverso devido à formação de carbonetos indesejáveis, em especial aqueles localizados nos contornos de grão, que geram queda de resistência à corrosão. Os aços mais comuns são o ABNT 304, de menor custo, e o ABNT 316L que possui resistência à corrosão e a resistência mecânica superiores ao aço 304 pelo baixo teor de carbono e maior porcentagem de molibdênio [3, 8].

1.2 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são caracterizados pela estrutura mista de ferrita e austenita. Apresentam boa resistência mecânica devido à presença de nitrogênio e excelente resistência à corrosão quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos por apresentarem maiores teores de cromo e molibdênio [8]. No entanto, o alongamento e taxa de deformação a quente apresentam valores intermediários em relação aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Possuem boa condutividade térmica e baixo coeficiente de dilatação, o que produz baixa distorção do material durante processos de soldagem, uma vantagem em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, sendo também menos susceptíveis à microfissuras. Por outro lado, os aços duplex têm mais facilidade para precipitar $M_{23}C_6$ e σ quando submetidos a temperaturas acima de 500 °C, comparativamente aos aços inoxidáveis austeníticos [2,4,5].

2- MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Aços utilizados

Para a obtenção das juntas soldadas foram utilizadas chapas 6 x 95 x 450 mm. O aço 316L foi fornecido pela Villares Metals e o duplex UNS S32750 pela empresa Outokumpu. A chapa de aço inoxidável duplex foi posicionada no lado de avanço e a chapa de aço inoxidável austenítico no lado de retrocesso.

Tabela 1 – Composição química dos aços utilizados (% em massa)

Aço	Cr	Ni	Mo	Mn	C	N	Si	Cu	P	Ti	S
UNS S31603(*) (1)	16,5	10,0	2,04	1,30	0,016	0,037	0,50	0,06	0,032	0,002	0,001
UNS S32750 (2)	24,9	6,9	3,79	0,78	0,020	0,260	0,25	0,34	0,023	----	0,001

(1) Composição química fornecida pela Villares.

(2) Composição química fornecida pela Outokumpu.

(*) Equivalente ao aço inoxidável austenítico AISI/ABNT 316L.

2.2 Máquina e Ferramenta de FSW

A máquina utilizada para a soldagem foi a Friction Stir Welding RM-2 da TTI (Transformation Technologies Inc). Foi utilizada ferramenta do composto de 60% de nitreto cúbico de boro policristalino com 40% da liga tungstênio-rênio (PCBN-WRe), da qual 75% em peso é W e 25%, Re.

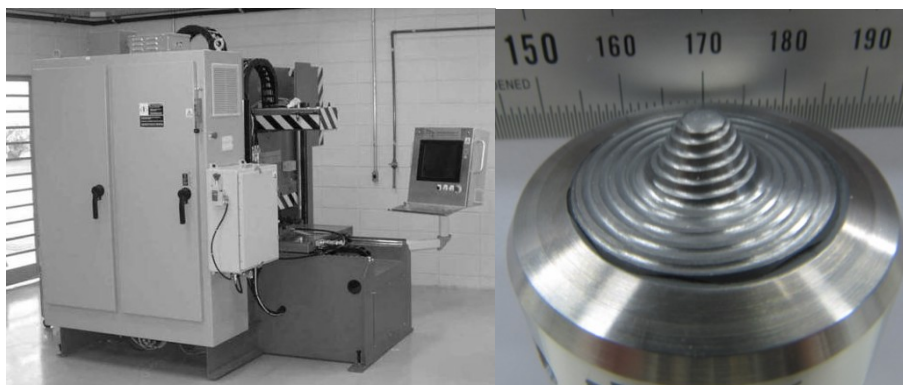


Figura 1 – Máquina RM-2 de SAPNC pertencente ao Laboratório Nacional Nanotecnologia (à esquerda) e ferramenta de PCBN-WRe (à direita).

2.3 Testes

Em vista dos valores distintos de parâmetros encontrados na literatura para juntas soldadas em duplex e para soldas em aço 316L, foi necessário estabelecer um valor que se adequasse à ferramenta que seria utilizada e que fosse possível unir ambos os aços para iniciar os testes em juntas dissimilares. Dessa forma, foram escolhidos os parâmetros mostrados na Tabela 2.

Tabela 2 – Parâmetros de soldagem por SAPNC obtidos da literatura, com os respectivos materiais utilizados, que serviram de referência para os parâmetros testados no presente trabalho (última linha).

Material	Vel. Rot. (rpm)	Vel. Av. (mm/min)	Controle	Ferramenta	Ângulo de inclinação (*)	Ref.
304 / 316L	550	80	-	PCBN	3,5°	[9]
304L	450	120	-	PCBN	3,5°	[10]
2507	450	60	-	PCBN	3,5°	[11]
2507	200	100	Força Z (40kN)	PCBN-WRe	0°	[7]
316L / 2507	100/ 150/ 200 / 300	100	Posição/ Força Z	PCBN-WRe	0°	Este trabalho

(*) Ângulo de inclinação da ferramenta em relação ao eixo normal à chapa a ser soldada.

Após a soldagem, as amostras foram embutidas em baquelita, lixadas com lixas de granas de 200 a 2000, polidas com pasta de diamante de 1 μm e submetidas a ataque eletrolítico em solução de 40% de ácido nítrico em água, a 1,5 V por 60 segundos. Após isso, foram observadas em microscópio ótico Olympus BX51M pertencente ao do Laboratório Nacional de Nanotecnologia. Além disso, foram feitas análises no difratômetro de raios-x com tubo de cobalto ($K\alpha_1$ (Å): 1.789010), empregando tensão de 45 kV, corrente de 30 mA e ótica de policapilar com fenda ajustável de 0,5 x 0,5 mm.

3- RESULTADOS E DISCUSSÕES

Foram testadas cinco amostras com diferentes parâmetros (Tabela 3), tendo como principal variável a velocidade de rotação da ferramenta. A última junta foi realizada com controle de força de penetração ao invés de controle de posição da ferramenta a fim de obter um controle maior da largura, aparência e profundidade da solda, sendo que os resultados se mostraram bastante satisfatórios, uma vez que a junta não apresentou defeitos superficiais e a largura do cordão de solda permaneceu constante. As juntas foram feitas até ser atingida a melhor combinação de parâmetros como menores temperaturas e forças envolvidas, boa aparência, menor rugosidade e ausência de defeitos internos e externos.

Tabela 3 – Parâmetros de soldagem por SAPNC utilizados nos testes para o presente trabalho.

Nº da junta	Penetração (mm)	Vel. Avanço (mm.min ⁻¹)	Velocidade de rotação (rpm)	Tipo de controle	Energia empregada (kJ.mm ⁻¹)
01	5,5	100	300	Posição	1,81
02	5,5	100	200	Posição	1,63
03	5,5	100	200-150-100	Posição	1,41
04	5,5	100	150	Posição	1,23
05	5,5	100	150	Força Z (57 kN)	1,60

Das cinco juntas realizadas, as de nº 02 (Figura 2a) e nº 05 (Figura 2b) apresentaram os melhores resultados: boa largura do cordão de solda, sem defeitos superficiais, sendo que a junta nº 05 não apresentou rebarba no lado de avanço. Na análise metalográfica das juntas nº 02 e nº 05 foi possível observar que as juntas não apresentaram defeitos causados por falta de preenchimento. Além disso, ambas aparentaram ter penetração total, o que foi posteriormente confirmado pelo teste de líquidos penetrantes.

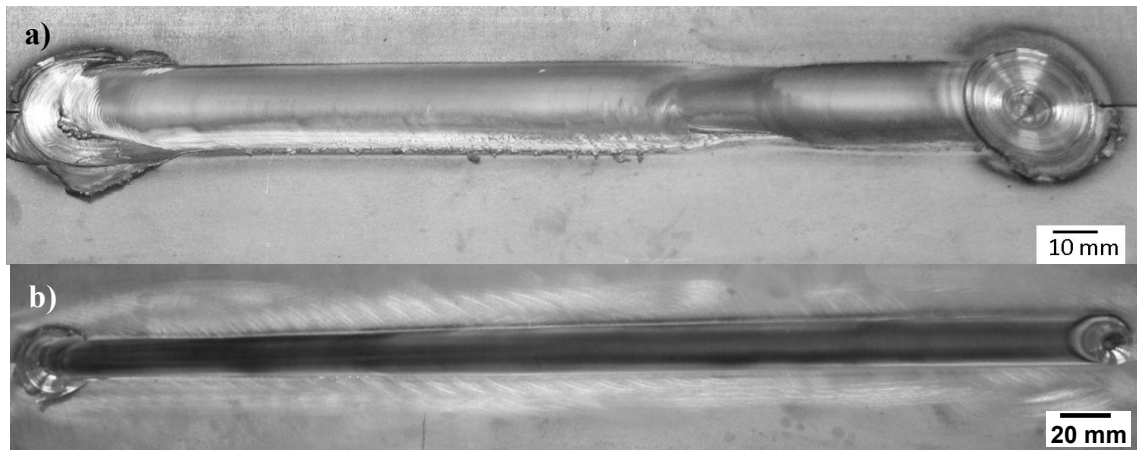


Figura 2 – a) Junta n° 02, soldada com 300 rpm e 100 mm.min⁻¹ em controle de posição. A região de cordão mais estreito apresenta falta de penetração por parte da ferramenta, representando um tipo de defeito externo. Há uma pequena quantidade de rebarba no lado de avanço. b) Junta n° 05, soldada com controle de força em 57 kN, sem defeitos superficiais ou rebarbas.

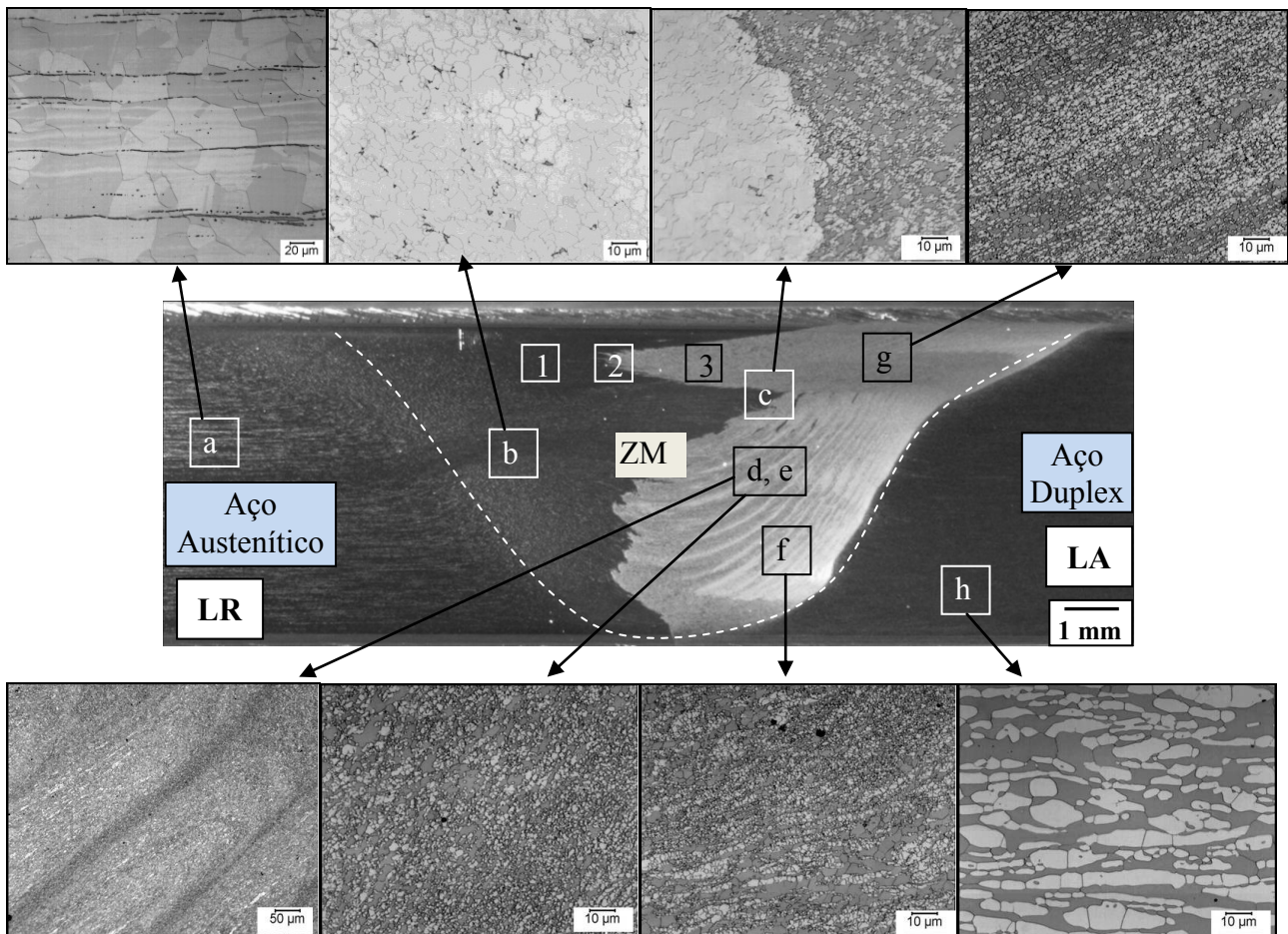


Figura 3 – Macrografia da junta n° 02 com o aço austenítico no lado do retrocesso (LR) e aço duplex no lado de avanço (LA). Nota-se uma interface bem definida na Zona Misturada (ZM) entre a parte que possui microestrutura duplex (região mais clara) e a que possui microestrutura totalmente austenítica (região mais escura), além de ausência de defeitos gerados por falta de preenchimento. Micrografias: a) Metal base do aço 316L. b) ZTA do lado de retrocesso. c) Interface entre e ZM do aço austenítico e a ZM do aço duplex. d) Região da linha de fluxo no LA. e) Região ampliada da linha de fluxo na região central da zona misturada do lado de avanço. f) Região ampliada da linha de fluxo na região inferior da zona misturada do lado de avanço. g) Região ampliada da linha de fluxo na região superior da zona misturada do lado de avanço. h) MB do aço duplex. Material com ataque eletrolítico usando solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos.

A macrografia da Figura 3 pareceu indicar somente a presença da fase austenita no lado de retrocesso e das fases austenita e ferrita no lado de avanço, entretanto as micrografias revelaram a presença de ilhas de ferrita no aço 316L, no lado de retrocesso (Figura 3a), tanto no metal de base quanto na zona misturada. Essas ilhas provenientes do aço inoxidável austenítico não se dissolveram na zona misturada do lado de retrocesso. Pelo contrário, permaneceram, porém apareceram interrompidas, deformadas e dispersas entre os grãos de austenita, muitas vezes seguindo o fluxo do material, indicando que não houve tempo de acomodação, recuperação e recristalização das fases, apesar da temperatura alta (próxima a 1000 °C) do processo na região da ZM (Figura 3b). Na ZM, quanto mais próximo da região da interface entre os dois aços, as ilhas de ferrita foram ficando mais escassas, como mostra a Figura 3c. Presume-se que houve migração do elemento austenitizante nitrogênio do aço duplex para o aço austenítico uma vez que o duplex possui uma porcentagem maior desse elemento (0,26 e 0,04% em massa, respectivamente para o duplex e o austenítico).

Na região da Zona Misturada do lado de avanço, a microestrutura foi similar à do metal de base do aço duplex (Figura 3h) com exceção dos grãos mais refinados, sendo os grãos ferríticos maiores do que os grãos austeníticos. Isso é devido à diferença de cinética de recristalização das duas fases, uma vez que a ferrita inicia a recristalização a uma temperatura mais baixa e em tempos menores do que a austenita [7]. A taxa de resfriamento depois da soldagem foi tal que interrompeu a recristalização de ambas as fases no momento em que os grãos de ferrita estavam mais adiantados no processo de recristalização em comparação com a austenita. Também ficaram mais visíveis, com mais detalhes e contraste, as linhas de fluxo do material. As linhas de fluxo apareceram no lado de avanço, quase não sendo percebidas no lado de retrocesso, tal como é possível ver na Figura 3. Essas linhas eram formadas de regiões alternadas de grãos de tamanhos diferentes (Figuras 3d, 3e e 3f). No entanto, na região superior da ZM ela era formada por regiões alternadas de grãos predominantemente ferríticos e grãos predominantemente austeníticos (Figura 3g).

A fim de verificar o aparecimento de novas fases, foi realizada a análise por difração de raios-X nas regiões da zona misturada da junta soldada (Figura 4). Nos espectros obtidos, observou-se, no aço 316L (indicado na Figura 3 como '1', ou 'Zona Misturada do Lado de Retrocesso' no espectro), a presença predominante de austenita, porém houve também uma pequena porcentagem de ferrita (Figura 3a). Já em diferentes regiões da zona misturada (região que recebeu maior parte do calor durante a soldagem), os espectros analisados não revelaram presença de outras fases, além de ferrita e austenita, que estivessem presentes no material em proporções maiores que 5% (sensibilidade do difratômetro) da massa total.

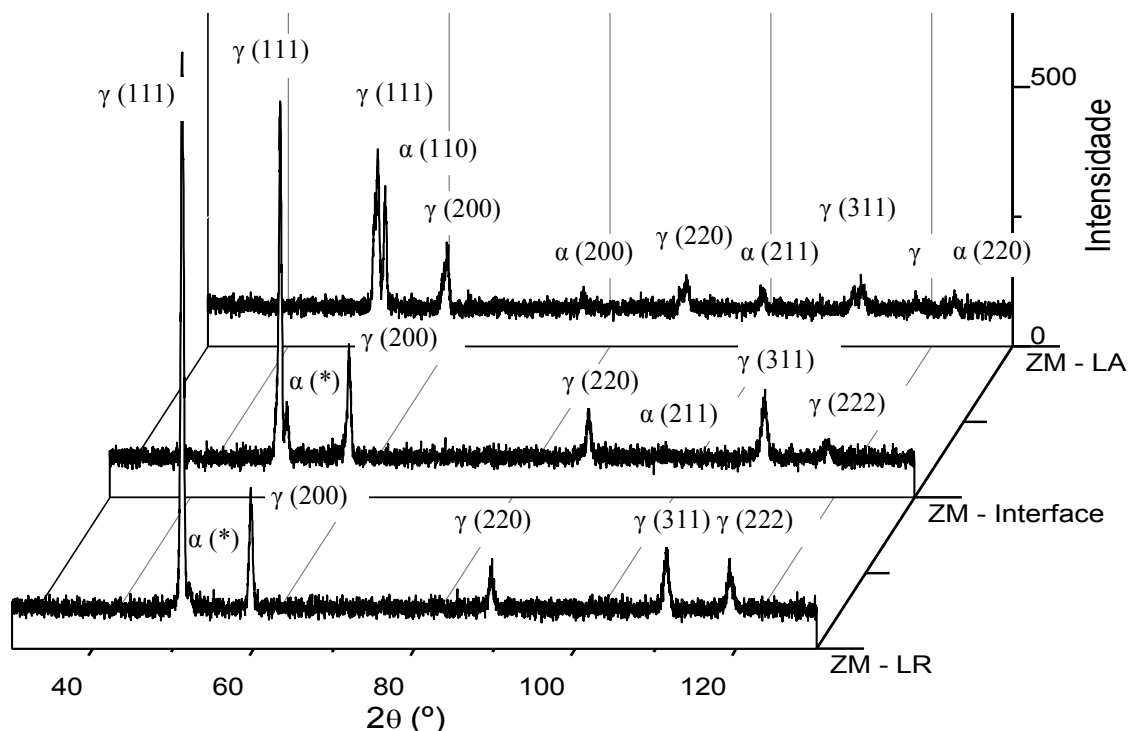


Figura 4 – Espectros de difração para as regiões da Zona Misturada do lado de retrocesso (ZM- LR), na interface dos aços duplex e austenítico (ZM- Interface) e no lado de avanço (ZM-LA), estando indicados os picos de austenita (γ) e ferrita (α) e os respectivos planos de difração. $\alpha(*)$ possui o plano de difração (110). As regiões ZM – LR, ZM – interface e ZM- LA correspondem às regiões 1, 2 e 3 na Figura 3, respectivamente.

4- CONCLUSÕES

Juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico 316L e superduplex UNS S32750 com 6 mm de espessura foram obtidas por meio de soldagem por atrito com pino não consumível utilizando velocidades de rotação de 150 e 200 rpm, de avanço de 10 mm/min e ferramenta de PCBN-WRe apresentaram penetração total e ausência de defeitos internos e superficiais. Não houve formação aparente de outras fases, além de ferrita e austenita. As linhas de fluxo nas partes central e inferior da ZM (Zona Misturada) eram formadas por regiões alternadas de grãos de tamanhos diferentes. Já na parte superior da ZM do lado de avanço (aço duplex), as linhas de fluxo eram compostas de regiões alternadas de ferrita e austenita. Na região do aço duplex no lado de avanço da zona misturada, o fato de os grãos de austenita serem mais refinados que os de ferrita se deve à diferença da cinética de recristalização das duas fases.

5- AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer o LNNano/CNPEM pelo suporte técnico e infraestrutura durante os trabalhos de microscopia eletrônica e soldagem, ao CNPq pela bolsa concedida e à Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) pela oportunidade de mestrado.

6- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MACHADO, J. P. S. E., et al. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE P&D EM PETRÓLEO E GÁS. 2, 2003. Rio de Janeiro. **Influência do óleo nacional pesado na corrosão de aços inoxidáveis. Anais...** Natal: ABGP, 2003. v. 11, p 4066-4071.

2. ASM Metals Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. United States of America: Metals Handbook, 2005, v. 1. pp. 1304, 1353, 1354, 1395, 1396.
3. ASM Metals Handbook: Corrosion. United States of America: Metals Handbook, 2005, v. 13. pp. 265, 266, 269, 275, 276.
4. RAMIREZ, Antonio J. L. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex.** 2001. 241 p.. Dissertação (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
5. RAMIREZ, Antonio J. L. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** 1997. 151 p.. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1997.
6. MISHRA, Rajiv S.; MAHONEY, Murray W. **Friction Stir Welding and Process.** USA: ASM International, 2007. v. 1 , pp. 1- 5.
7. SANTOS, Tiago F. A. In: International Offshore and Polar Engineering Conference. 21, 2011, Maui. **Correlating Microstructure and Performance of UNS S32750 and S32760 Superduplex Stainless Steels Friction Stir Welding (Proceedings)....** Danvers: ISOPE, 2011. v. 4. 534 -540.
8. SILVA, Andre L. da C., MEI, Paulo R. **Aços e Ligas Especiais.** 2ª edição. Sumaré: Eletrometal S. A. Metais Especiais, 2010, 646 p.
9. OKAMOTO, Kazutaka; et al. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRITCTION STIR WELDING, 4, Park City, 2003. **Metallurgical and mechanical properties of friction stir welded stainless steel. (Proceedings)...** Cambridge: TWI ,2003. 1-11.
10. SATO, Y. S., NELSON, T. W., STERLING, C. J. Recrystallization in type 304L stainless steel during friction stirring. *Acta Materialia*, vol. 53, pp. 637-645, 2005.
11. SATO, Y. S., et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel. *Material Science and Engineering A*, vol. 397, pp. 376-384, 2005.