

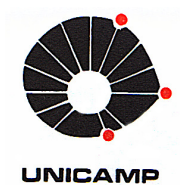


Maria Claudia Theodoro

Soldagem por atrito com pino não-consumível em juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico UNS S31603 e superduplex UNS S32750.

41/2013

CAMPINAS
2013



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

Maria Claudia Theodoro

**Soldagem por atrito com pino não-consumível em
juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico
UNS S31603 e superduplex UNS S32750.**

Orientador: Paulo Roberto Mei
Coorientador: Antonio Jose Ramirez Londoño

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas para obtenção de título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de Materiais e Processos de Fabricação.

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO FINAL
DA TESE DEFENDIDA PELA ALUNA MARIA
CLAUDIA THEODORO E ORIENTADA PELO PROF.
DR. PAULO ROBERTO MEI

ASSINATURA DO(A) ORIENTADOR(A)

CAMPINAS, 2013

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

T342s Theodoro, Maria Claudia, 1987-
Soldagem por atrito com pino não-consumível em
juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico
UNS S31603 e superduplex UNS S32750 / Maria
Cláudia Theodoro. – Campinas, SP: [s.n.], 2013.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei
Coorientador: Antonio Jose Ramirez Londoño
Dissertação/Tese de Mestrado - Universidade
Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia
Mecânica.

1. Solda e Soldagem. 2. Aço Austenítico. 3. Aço
Inoxidável Austenítico. I. Mei, Paulo Roberto, 1953-II.
Ramirez Londoño, Antonio Jose. III. Universidade
Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia
Mecânica. IV. Soldagem por atrito com pino não-
consumível em juntas dissimilares de aços inoxidáveis
austenítico UNS S31603 e superduplex UNS S32750.

Titulo em Inglês: Dissimilar Friction Stir Welding between Austenitic Stainless
Steel UNS S31603 and Superduplex Stainless Steel UNS S32750

Palavras-chave em Inglês: Solder and Soldering; Austenitic Steel; Austenitic
Stainless Steel

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestra em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei [Orientador]

Prof. Dr. Sérgio Tonini Button;

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira.

Data da defesa: 27 – 02 - 2013

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

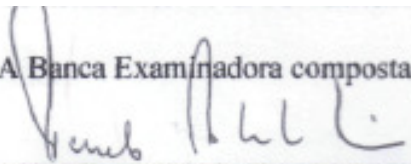
**Soldagem por atrito com pino não-consumível
em juntas dissimilares de aços inoxidáveis
austenítico UNS S31603 e superduplex UNS
S32750.**

Autor: Maria Claudia Theodoro

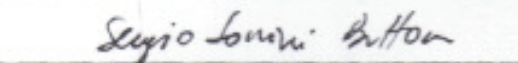
Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Coorientador: Prof. Dr. Antonio Jose Ramirez Londoño

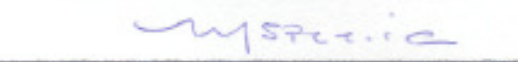
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



**Prof. Dr. Paulo Roberto Mei - Presidente
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP**



**Prof. Dr. Sergio Tonini Button
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP**



**Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP**

Campinas, 27 de fevereiro de 2013.

Dedicatória

Dedico este trabalho à sociedade.

Agradecimentos

Principalmente a Deus, por absolutamente tudo.

Aos meus pais Osni Theodoro e Maria Bernadete Caetano Theodoro, para quem não possuo palavras para expressar minha gratidão pela preocupação, amor e esforço incondicional para o meu desenvolvimento pessoal, humano, espiritual e profissional.

Aos meus irmãos Ana, Luciana, Fernanda, Flávia, Beatriz, Natália, Felipe e Anjinho, os melhores presentes que meus pais me deram e cujo apoio e amizade foram essenciais para todas as etapas de minha vida.

Ao meu namorado Leonardo Wu, pela fortaleza, paciência, sabedoria, apoio e carinho, que me conduziram nesse ano que se passou, e por todos os momentos felizes juntos.

Aos amigos e à minha família, cujas virtudes e presença foram minha motivação e fortaleza para superar e resistir os momentos mais difíceis da escola e da faculdade e cuja alegria e companhia fizeram todos os momentos juntos serem os melhores.

A todos os professores que tive, que me ensinaram muito além das expectativas em cada matéria.

Ao CPM/LNNano/CNPEM pela disposição dos equipamentos, espaço e materiais e ao LME/LNNano/CNPEM pelo suporte técnico durante os trabalhos de microscopia eletrônica.

Aos colegas do CNPEM, cuja experiência e paciência enriqueceram este trabalho e fizeram deste projeto um grande aprendizado.

Ao meu orientador, Paulo R. Mei e ao meu co-orientador, Antonio J. Ramirez, pela experiência e visão, que me fizeram ver a engenharia com outros olhos.

Ao CNPq pelo financiamento da bolsa de mestrado e à Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) pela oportunidade de mestrado.

À PETROBRÁS, pelo projeto e financiamento da infraestrutura e equipamentos, e a Ricardo Reppold Marinho, Marcelo Torres Pita Pues e Giovani Dalpiaz, pelo apoio e acompanhamento do projeto.

*Para a realização de grandes empreendimentos
não são necessárias inteligências excelsas:
basta o empenho por coroar com perfeição as
diversas exigências sobrenaturais e humanas, e
o afã de tirar o máximo de rendimento das
qualidades que o Criador concede a cada
pessoa.*

D. Javier Echevarría

Resumo

THEODORO, Maria Claudia. Soldagem por atrito com pino não-consumível em juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico UNS S31603 e superduplex UNS S32750. 2013. 97p. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

A Soldagem por Atrito com Pino Não-Consumível (SAPNC) ou *Friction Stir Welding* (FSW) é uma técnica que proporciona a união de materiais no estado sólido. Traz como vantagens em relação à soldagem onde ocorre a fusão dos materiais, a redução de macro e micro defeitos, ausência trincas e porosidades causadas pela fusão e solidificação do material, redução da segregação de solidificação, excelentes propriedades mecânicas da junta soldada e boa reprodutibilidade. A técnica também não necessita de metal de adição nem gás de proteção e não produz gases nocivos ao homem ou meio ambiente. Diversos tipos de soldagem dissimilar por SAPNC já foram obtidos com bons resultados em alumínio-alumínio, cobre-alumínio, magnésio-alumínio, alumínio-aço e aço-aço. Os principais interessados nas juntas dissimilares são a indústria petroquímica, automobilística, naval e aeronáutica. Apesar de terem sido registrados soldagens dissimilares de diversos tipos de materiais, não há dados na literatura sobre soldagem dissimilar de aços inoxidáveis austeníticos UNS S31603 e duplex UNS S32750 pela técnica de SAPNC. Sendo assim, o presente trabalho se torna inédito por ser o primeiro registro de soldagem por atrito com pino não consumível desses dois aços. Placas de aços inoxidável austenítico (UNS S31603) e superduplex (UNS 32750) com 6 mm de espessura soldadas por atrito com pino não consumível utilizando um passe de ferramenta de PCBN-WRe com penetração entre 90 e 92 % da espessura da chapas, apresentaram bons resultados em duas condições: 1) velocidade de rotação de 150 rpm, avanço de 100 mm/min e com controle de força axial de 57 kN; 2) velocidade de rotação de 200 rpm, avanço de 100 mm/min e com controle de posição. A análise metalográfica das juntas soldadas não indicou a presença de defeitos internos ou superficiais. Não foram detectadas por microscopia óptica e difração de raios-X outras fases além de ferrita e austenita na região de solda. O ensaio de dobramento indicou que não houve penetração total em ambas as juntas, sugerindo um segundo passe de

soldagem ou a utilização de uma ferramenta com comprimento de pino maior, que permita penetração superior a 92% da espessura da chapa.

Palavras- Chaves: Soldagem por Atrito com Pino Não-Consumível; Solda Dissimilar Duplex UNS32750, UNS S31603; aço superduplex, aço austenítico.

Abstract

THEODORO, Maria Claudia. Dissimilar Friction Stir Welding between Austenitic Stainless Steel UNS S31603 and Superduplex Stainless Steel UNS S32750. 2013. 97p. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

The Friction Stir Welding (FSW) is a solid-state joining process that has, as advantages, reduction or absence of superficial and internal flaws, absence of cracks and porosities caused by material fusion and solidification and good repeatability. The joints also present excellent mechanical properties. Many aluminum-aluminum, copper-aluminum, magnesium-aluminum, aluminum-steel and steel-steel FSW dissimilar welds presented good results. Petrochemical, automotive, naval and aeronautics industries are the most interested in dissimilar joints. In spite of many different dissimilar joints registered, no dissimilar joints of UNS S31603 and UNS S32750 have been performed by FSW. This project seems to be inedited for being the first dissimilar friction stir welded joint of this both materials. Austenitic (UNS S31603) and superduplex (UNS 32750) stainless steel 6 mm thick plates one pass friction stir welded with a PCBN-WRe tool and thick plate penetration between 90 and 92% presented good results in two conditions: 1) tool rotation speed of 150 rpm, traverse speed of 100 mm/min and axial force control of 57 kN; 2) tool rotation speed of 200 rpm, traverse speed of 100 mm/min and tool position control. These welded joints showed adequate bead width, absence of galling and good appearance. Metallographic analysis presented no internal defects. Optical microscopy and X-ray diffraction showed no other phase on the joint except ferrite and austenite. The bending tests indicate lack of penetration in both joints, suggesting two weld passes or tool penetration greater than 92% of the material thickness to perform total penetration joints.

Key-words: Friction Stir Welding; Dissimilar Weld; UNS32750, UNS S31603, superduplex stainless steel, austenitic stainless steel.

Lista de Ilustrações

Figura 1-1: Produção brasileira de aço inoxidável desde 2000 a 2011, em mil toneladas (Abinox, 2013).....	3
Figura 1-2: Processo esquemático de destilação fracionada do coque do petróleo, indicando os produtos petrolíferos gerados e os equipamentos onde são utilizados aços inoxidáveis (Nickel Institute, 2012).....	4
Figura 2-1: Ferramenta roscada de SAPNC para soldagem de aços. Em destaque o pino e o ombro da ferramenta, responsáveis pela geração de atrito, calor e mistura do material durante a soldagem.	7
Figura 2-2: Figura esquemática da junta soldada de SAPNC, mostrando também o lado de avanço (LA) e o lado de retrocesso (LR) (Idagawa, 2005).....	8
Figura 2-3: Representação da relação entre o tamanho do pino da ferramenta (H_f) e a espessura do material a ser soldado (E_c).	8
Figura 2-4: Figura da secção transversal da junta soldada por SAPNC, mostrando a Zona Misturada (ZM), a Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA), a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e o Metal Base (MB). (Idagawa, 2005)	9
Figura 2-5: Exemplos de Diferentes Configurações de Pinos e Ombros já utilizados comercial e academicamente. (Mishra, 2005).....	10
Figura 2-6: Esquema dos principais defeitos gerados no processo de SAPNC e a região de ocorrência, conforme as combinações de velocidades de rotação e avanço (mais quentes ou mais frias) (Abergast, 2008).	12
Figura 2-7: Exemplo de defeitos decorrentes no SAPNC e juntas soldadas de alumínio 6061 T6. a) Defeito de falta de preenchimento e defeito de cordão de solda instável. b) Defeito de rebarba, ocasionado por grande aquecimento do material e alta penetração da ferramenta (Theodoro, 2009).....	15
Figura 2-8: Defeito de formação de desgaste adesivo na superfície, formado por aquecimento excessivo do material durante o processo de soldagem (Theodoro, 2009. Abergast, 2008).....	15
Figura 2-9: Defeito de falta de penetração efetiva do pino nas chapas de alumínio 6061 T6, unidas por SAPNC. (Theodoro, 2009)	16

- Figura 2-10: Imagem 3D representando uma soldagem dissimilar entre chapas de alumínio 2024 e 6061, utilizada para explicar o escoamento do material durante o processo de SAPNC. É possível observar as linhas de fluxo alternadas dos dois materiais, conforme indicado pela seta na figura. Nota-se também na ZM regiões intercaladas de ambos os materiais ao longo da junta, indicados pelas setas em vermelho (Murr 2010). 17
- Figura 2-11: Micrografia óptica da superfície de contato dos materiais dissimilares Al 2024 (A) e Ag (B) a) antes da soldagem e b) as linhas de fluxo formadas após a mistura dos materiais. Essas linhas são formadas por regiões alternadas dos materiais A e B (Murr 2010). (x é o sentido de avanço da ferramenta, y o sentido transversal da solda e z o eixo de penetração da ferramenta). 17
- Figura 2-12: Diagrama TTT do aço inoxidável duplex UNS S31803 após laminação com redução de 20% de espessura e tratamento térmico de recozimento. O início de recristalização da ferrita e austenita estão indicados (i_r) nas setas (Alvarez-Armas, 2009). 19
- Figura 2-13: Micrografia do ao inoxidável austenítico AISI 316LN. Nota-se as maclas de recozimento, decorrentes do tratamento térmico ao qual o material é submetido durante a fabricação, fibragem de laminação e ilhas de ferrita (Sireesha, 2000). 21
- Figura 2-14: Cinética de precipitação isotérmica das fases sigma/chi para os aços 254 SMO (UNS S31254), 904L (UNS N0904) e 317 LMN (ASTM 317LMN), e de carbonetos do aço inoxidável austenítico UNS S31603 (ASM (2005)). Nota-se que para o aço S31603, a formação de carbonetos ocorre tardiamente em relação aos outros aços, apesar da temperatura de formação dos mesmos ser mais baixa (Silva, 2010). A composição desses aços encontra-se na Tabela 2-2..... 22
- Figura 2-15: Micrografia óptica do aço inoxidável duplex UNS S32304 utilizado no presente trabalho, no qual a matriz de ferrita apresenta tons mais escuros e as ilhas de austenita apresentam os grãos de cor mais claros. Material atacado com Behara II (Cardoso, 2012). 24
- Figura 2-16: Diagrama Fe-Cr-C com teor de C constante de 0,1% (Silva, 2010), variando a porcentagem de cromo. Temperatura *solvus* da ferrita nesse diagrama é próxima de 1450°C. 25
- Figura 2-17: Curva de transformação isotérmica de precipitação em aços inoxidáveis duplex UNS S31803 (SAF 2205) e UNS S32304 (SAF 2304) e superduplex UNS S32750 (SAF 2507), segundo a composição mostrada na Tabela 2-4. As linhas contínuas indicam a cinética de precipitação de fases sigma, chi, α' , nitretos e carbonetos no aço S31803. As linhas tracejadas indicam a cinética de formação de carbonetos nos aços S32750 e S32304 (ASM, 2005. Silva, 2010). 26

Figura 3-1: Micrografia óptica do aço inoxidável austenítico, como recebido, utilizado no presente trabalho. O aço foi atacado com ataque eletrolítico usando ácido oxálico, 10 V, por 10 segundos, revelando o escoamento de laminação do material, as maclas de recozimento e algumas ilhas alongadas de ferrita.	29
Figura 3-2: Micrografia óptica do aço inoxidável duplex utilizado no presente trabalho, no qual a matriz de ferrita apresenta tons mais escuros e as ilhas de austenita apresentam os grãos de cor mais claros. Material como recebido, atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos.	29
Figura 3-3: Ensaio de dobramento realizado nos aços austenítico e duplex antes de serem soldados. Ambos os aços demonstraram boa ductibilidade.....	30
Figura 3-4: Máquina RM-2 de Friction Stir Welding pertencente ao Laboratório Nacional de Nanotecnologia.	31
Figura 3-5: Ferramenta de PCBN-WRe com pino cônico de 5,7 mm de altura e ombro convexo.	33
Figura 3-6: Sequência realizada neste trabalho para o desenvolvimento dos parâmetros e critérios de soldagem por SAPNC para união dissimilar de aço inoxidável austenítico e superduplex.....	36
Figura 3-7: Defeitos decorrentes nas juntas soldadas durante o desenvolvimento dos parâmetros ótimos para o processo. a) Desgaste adesivo e falha superficial durante a introdução da ferramenta e início do avanço da ferramenta nas juntas 1, 2 e 3, soldadas a 300 rpm e 100 mm/min. Essas três juntas foram abortadas por apresentarem um aspecto de soldagem e cordão de solda não-uniforme e forças verticais muito baixas. b) Ausência de material no fim da junta soldada, indicando a presença de cavidade interna ou falta de preenchimento interno naquela região. Defeito produzido na junta 9, a 150 rpm e 100 mm/min. c) Falha de escoamento do material, gerando o início da falha de preenchimento da superfície. Defeito produzido na junta 8, à 100 rpm e 100 mm/min.....	41
Figura 3-8: Comparação de juntas com e sem defeitos superficiais. a) Junta 4, soldada com 300 rpm e 100 mm/min em controle de posição. A região de cordão mais estreito apresenta falta de penetração por parte da ferramenta e início de cavidade interna, representando um tipo de defeito externo. Há uma pequena quantidade de rebarba e rugosidade no lado de avanço (região em detalhe). b) Junta 10, soldada com controle de força axial em 57 kN, sem defeitos superficiais ou rebarbas.....	42
Figura 3-9: Desenho esquemático dos três posições mais comuns para ensaio de dobramento de amostras de juntas soldadas (CIMM, 2013).	46
Figura 3-10: Esquema do ensaio de dobramento dirigido utilizado neste trabalho (AWS B4.0, 1992).	46

- Figura 4-1: Macrografia da junta 6, com as zonas de solda indicadas. O aço austenítico foi posicionado 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. Ataque eletrolítico usando solução de 40% de ácido nítrico em água, a 1,5 V por 60 segundos. A linha tracejada ao centro indica o centro da junta soldada. 48
- Figura 4-2: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) Metal base do aço austenítico. b) ZTMA do LR. c) Interface da ZTMA e da ZM do LR. d) ZM do LR. e) Interface entre a ZM do aço austenítico e a ZM do aço duplex. f) Linha de fluxo da parte superior da ZM do duplex. g) MB do LA. h) Região da linha de fluxo do LA. i) Região ampliada da linha de fluxo na região central da ZM do LA. j) Interface entre a ZM e a ZTMA do LA. l) ZTMA do LA. m) ZTMA do aço duplex, mais afastado da ZM. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos. A linha tracejada indica o centro da junta soldada. 51
- Figura 4-3: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) ZTMA do LR. b) Interface da ZTMA e da ZM do LR. Ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos. 52
- Figura 4-4: Imagem ampliada da Figura 4-3a, indicando alguns grãos pequenos nos contornos de grão e pontos triplos, revelados pelo ataque químico na junta 6. 53
- Figura 4-5: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) ZM do LR. b) Interface entre a ZM do aço austenítico e a ZM do aço duplex. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos. 53
- Figura 4-6: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) Região da linha de fluxo do LA. b) Região ampliada da linha de fluxo na região central da ZM do LA. Em detalhe, a faixa de material duplex de tamanho de grão menor em contraste com a região vizinha, de tamanho de grão maior. c) Região ampliada da linha de fluxo na região da ZM do LA próxima à raiz. d) Linha de fluxo da parte superior da ZM do duplex. Nota-se que as faixas são formadas por regiões predominantemente ferríticas, alternadas com regiões predominantemente austeníticas. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos. 55
- Figura 4-7: Macrografia da Junta soldada 6 dissimilar aço austenítico (lado de retrocesso) e aço duplex (lado de avanço). Nota-se a ausência de defeito gerado por falta de preenchimento. Em detalhe, região da zona misturada em que o aço austenítico preenche a parte da ZM do lado de avanço. A linha tracejada indica o centro da junta soldada. 57

- Figura 4-8: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) Interface entre a ZM e a ZTMA do LA. Contraste entre os grãos altamente refinados da ZM com os grãos maiores, porém deformados e alongados na direção do escoamento do material na ZTMA. b) Região da ZTMA do LA mais afastada da ZM. Ainda há a presença de grãos nucleados dentro das ilhas de austenita, no entanto as ilhas aparecem menos deformadas do que as que estão próximas à ZM. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos..... 58
- Figura 4-9: a) Macrografia da junta 10, com as zonas de solda indicadas. O aço austenítico foi posicionado 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. Ataque eletrolítico usando solução de ácido oxálico, a 2,0 V por 120 segundos. A linha tracejada ao centro indica o centro da junta soldada..... 59
- Figura 4-10: Detalhe da Micrografia da junta 10. a) Metal base do aço austenítico. b) ZTMA do lado de retrocesso. c) ZM do lado de retrocesso. d) Interface entre a ZM do aço austenítico e a ZM do aço duplex. e) ZM do duplex, próximo à interface. f) Região da linha de fluxo. h) Interface entre a ZM e a ZTMA do lado de avanço. h) MB do aço duplex. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos. A linha tracejada ao centro indica o centro da junta soldada. 60
- Figura 4-11: Imagens ampliadas das Figura 4-9a e b da junta 10. a) Metal base do aço austenítico, com grão austeníticos equiaxiais e ilhas de ferrita. b) ZTMA do lado de retrocesso, apresentando grãos austeníticos com contorno serrilhado e ilhas de ferrita deformadas em relação às ilhas do metal de base. Indicados estão as maclas de recozimento também deformadas e com contorno serrilhado, mostrando a presença delas apesar de não aparecerem na micrografia do metal de base. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos..... 61
- Figura 4-12: Imagem ampliada da Figura 4-11b, indicando maclação e crescimento de novos grãos revelados pelo ataque químico, o que explica em parte o serrilhamento dos contornos de grão austeníticos da ZTMA do LR da junta 10..... 62
- Figura 4-13: Imagens ampliadas das Figura 4-9c e d da junta 10. a) ZM do LR. Notam-se grãos refinados de austenita e as ilhas de ferrita quebradas e dispersas na matriz. b) Interface entre o aço austenítico e o duplex na ZM. O material manteve a estrutura austenítica e duplex, não havendo formação de precipitados nem fases intermediárias, nem o aparecimento de óxidos. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos. 62

- Figura 4-14: Imagens ampliadas das Figura 4-9e e f da junta 10. a) ZM do LA. Notam-se grãos refinados de austenita e ferrita, sendo os grãos de ferrita maiores do que os de austenita. b) Linhas de fluxo da região central da ZM do LA. AS linhas são formadas por faixas alternadas de diferentes tamanhos de grão, mantendo a estrutura duplex. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos. 63
- Figura 4-15: Imagens ampliadas das Figura 4-9g e h da junta 10. a) Interface entre a ZM e a ZTMA do LA. Notam-se grãos refinados de austenita e ferrita na ZM, e grãos alongados, mantendo a matriz ferrítica com ilhas de austenita. Na ZTMA há nucleação de grão austeníticos dentro das ilhas de austenita. O material manteve a estrutura austenítica e duplex, não havendo formação de precipitados nem fases intermediárias, nem o aparecimento de óxidos. b) Metal base do aço duplex, formado por uma matriz ferrítica com ilhas alongadas de austenita. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos. 64
- Figura 4-16: Espectro de difração da junta 06 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. α^* possui o plano de difração (110). As regiões ZM – LR, ZM – interface e ZM – LA correspondem às regiões “1”, “2” e “3” na em detalhe, respectivamente..... 65
- Figura 4-17: Teste de líquidos penetrantes feitos nas juntas soldadas, com indicação da região da junta soldada nas chapas. Em nenhuma das juntas foi indicado falta de penetração. 66
- Figura 4-18 – Ensaaios de dobramento realizados nas juntas soldadas 6 e 10, vista superior..... 67
- Figura 4-19 – Ensaaios de dobramento realizados nas juntas soldadas 6 (a) e 10 (b), vista lateral. Imagens ampliadas das aberturas de raiz das juntas 6 (c) e 10 (d), com os respectivos LA e LR indicados..... 67
- Figura 4-20: Abertura de raiz das juntas 6 (a) e 10 (b), observada no estereoscópio e suas respectivas imagens ampliadas no microscópio ótico. Ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos..... 68
- Figura 4-21: Imagem ampliada do ensaio de dobramento lateral das juntas 6 e 10. Nos ensaios da junta 6 não houve abertura, no entanto na região dobrada da junta 10 apresentou abertura na raiz da junta, revelando falta de penetração..... 69

Lista de Tabelas

Tabela 1-1: Produção mundial de aço inoxidável de 2009 a 2011, em mil toneladas (Abinox, 2013).....	3
Tabela 2-1 Defeitos mais decorrentes em uniões por SAPNC encontrados na literatura (Abergast, 2008. Kumar, 2007, Khaled, 2005).	13
Tabela 2-2– Composição química dos aços dos aços 254 SMO (UNS S31254), 904L, UNS S31603 e 317 LMN apresentados na Figura 2-14 (% em massa) (MatWeb, 2012)...	22
Tabela 2-3 Fases observadas em aços inoxidáveis duplex (ASM, 2005, Ramirez, 2001) juntamente com a faixa de temperatura de formação e algumas informações da estrutura química.	24
Tabela 2-4– Composição química dos aços dos aços UNS S31803 (SAF 2205), UNS S32304 (SAF 2304) e UNS S32750 (SAF 2507) apresentados na Figura 2-17 (% em massa) (Matweb, 2012) em comparação de com o hiperduplex UNS S32707 (SAF 2707 HD) (Souza, 2008).....	26
Tabela 3-1 – Composição química dos aços utilizados (% em massa)	28
Tabela 3-2 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex UNS S32750 e austenítico UNS S31603 (Senatore, 2007).	30
Tabela 3-3 - Especificações Técnicas da Máquina RM-2 de Friction Stir Welding.	31
Tabela 3-4 - 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).	34
Tabela 3-5 – Parâmetros de soldagem por SAPNC utilizados nos ensaios do presente trabalho.	37
Tabela 3-6- Uniões realizadas por SAPNC e suas respectivas falhas.	43
Tabela 4-1– Parâmetros de soldagem por SAPNC obtidos no presente trabalho em comparação com os parâmetros disponíveis na literatura.....	47

Lista de Abreviaturas e Siglas

Letras Latinas

L – Temperatura <i>Liquidus</i>	[°C]
P – Potência do processo de Soldagem por Atrito com Pino Não-Consumível	[W]
T – Torque Médio	[N.m]
Z – Direção Axial	

Letras Gregas

α – Fase Cúbica de Corpo Centrado (Ferrita, para o Aço)	
γ – Fase Cúbica de Face Centrada (Austenita, para o Aço)	
v – Velocidade de Avanço da ferramenta	[mm/min]
π – Fase cúbica Primária	
σ – Fase Tetragonal	
τ – Fase Ortorrômica	
χ - Fase Cúbica de Corpo Centrado	
Ω – Velocidade de Rotação da ferramenta	[rpm]

Abreviações

FM - Falha de Mistura
FPR - Falta de Penetração na Raiz da junta soldada
FSW - Friction Stir Welding
LA – Lado de Avanço
LR – Lado de Retrocesso
MB – Metal Base
PCBN – Bitreto Cúbico de Boro Policristalino
SAPNC – Soldagem Por Atrito com Pino Não – Consumível

W-Re – Liga de Tungstênio-Rênio

ZM – Zona Misturada

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTMA – Zona Termomecanicamente Afetada

Siglas

ASM – American Society for Metals

AWS – American Welding Society

TTI – Transformation Technologies Inc.

TWI – The Welding Institute

SUMÁRIO

Lista de Figuras	xxi
Lista de Tabelas	xxxiii
Lista de Abreviaturas e Siglas	xxxv
SUMÁRIO	xlii
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Soldagem por Atrito com Pino Não-Consumível (SAPNC)	1
1.2 Aplicação da SAPNC aos aços inoxidáveis	2
1.3 Objetivo	6
2 REVISÃO DA LITERATURA	7
2.1 Solda por Atrito com Pino Não Consumível (SAPNC)	7
2.2 Características do material após a soldagem	9
2.3 Influência dos parâmetros	10
2.4 Principais defeitos de soldagem por SAPNC	11
2.5 Soldagem dissimilar por SAPNC	16
2.6 Cinética de recristalização da austenita e ferrita	18
2.7 Aços Inoxidáveis Duplex e Austenítico	20
2.7.1 Aço Inoxidável Austenítico	20
2.7.2 Aço Inoxidável Duplex	23
3 MATERIAIS E MÉTODOS	28
3.1 Caracterização dos aços utilizados	28
3.2 Máquina e Ferramenta de SAPNC	30
3.2.1 Máquina de SAPNC	30
3.2.2 Ferramenta de SAPNC	32

3.3 Definição dos parâmetros iniciais de soldagem	33
3.4 Otimização dos Parâmetros de soldagem	35
3.5 Defeitos superficiais das juntas soldadas	40
3.6 Ensaios de Caracterização das juntas soldadas	44
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	47
4.1 Comparação entre os parâmetros obtidos neste trabalho e os disponíveis na literatura	47
4.2 Macro e micrografia das amostras e análise metalográfica	48
4.2.1 Análise metalográfica da junta 6	48
4.2.2 Análise metalográfica da junta 10	58
4.3 Difração de raio-x	64
4.4 Ensaios de líquidos penetrantes	66
4.5 Ensaios de dobramento	66
5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	70
5.1 Conclusões	70
5.2 Sugestões para os próximos trabalhos	70
5.3 Trabalhos apresentados em Congresso	71
REFERÊNCIAS	72
APÊNDICE	79

1 INTRODUÇÃO

1.1 Soldagem por Atrito com Pino Não-Consumível (SAPNC)

A Soldagem por Atrito com Pino Não-Consumível (SAPNC) ou *Friction Stir Welding* (FSW) é uma técnica de soldagem por atrito, que proporciona a união de materiais no estado sólido. Essa técnica surgiu em 1991, no TWI (The Welding Institute), Cambridge, Reino Unido, e utiliza um pino não-consumível, o qual provoca a deformação plástica e a mistura do material, auxiliado pelo ombro, superfície que impede que o material deformado saia da região da junta soldada, além de contribuir para a geração de calor na mesma. (Idagawa, 2005. Mishra, 2005).

As primeiras juntas soldadas por SAPNC foram feitas de alumínio, utilizando máquinas fresadoras. Com o tempo foram sendo desenvolvidas máquinas próprias para SAPNC, nas quais é possível controlar as forças envolvidas, a temperatura da ferramenta e do metal base e também o curso do processo, fazendo com que a ferramenta percorra o perímetro de tubos ou mesmo de superfícies mais complexas como portas de automóveis (Abergast, 2008).

Dentre as muitas vantagens que essa técnica proporciona podemos citar a grande redução de macro e micro defeitos, a ausência de porosidade causada pela fusão do material, excelentes propriedades mecânicas da junta soldada e boa reprodutibilidade. A SAPNC também é considerada uma soldagem “verde”, uma vez que não emite fumos ou gases nocivos ao homem e ao meio ambiente, além de não necessitar de material de adição, eletrodo e, em alguns materiais, gás de proteção. Os custos de produção e energia são reduzidos, quando comparado com outros métodos de soldagem. Para alumínio, por exemplo, a energia utilizada é 2,5% da energia utilizada para soldagem a laser do mesmo material (Mishra, 2005).

Os recentes estudos em SAPNC envolvem desde união com novos tipos de materiais a desenvolvimento de melhores ferramentais. Aço, alumínio, cobre, titânio e polímeros são exemplos de materiais que podem ser soldados por essa técnica. Uma das frentes de pesquisa são as uniões dissimilares (com materiais e/ou espessuras diferentes), e as mais estudadas são as uniões dissimilares aço-alumínio e aço-aço.

1.2 Aplicação da SAPNC aos aços inoxidáveis

Devido à alta quantidade de sulfatos e compostos orgânicos sulfurados, nitrogenados e oxigenados (Machado, 2003), diversas instalações nas refinarias estão submetidas ao ambiente agressivo e corrosivo do petróleo e seus derivados. 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. Por isso, tanto na parte de transporte quanto de processamento desses fluidos corrosivos são utilizados aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos, duplex e supermartensíticos.

Os aços inoxidáveis são conhecidos por possuírem boa resistência à corrosão devido à adição de cromo. Um dos mais conhecidos são os aços inoxidáveis austeníticos, utilizados em hospitais, indústrias alimentícias, químicas e petroquímicas. Possuem boa resistência à corrosão devido à presença de molibdênio e níquel, exceto na presença de cloretos. Os aços austeníticos possuem também boa soldabilidade. São empregados em recipientes de armazenamento para ambientes desde criogênicos até altas temperaturas, em alguns casos em trocadores de calor, dentre outras aplicações (Machado, 2003).

Além dos aços inoxidáveis austeníticos, são muito utilizados também os aços inoxidáveis duplex, compostos em proporções similares das fases ferrita e austenita, e que combinam, de forma sinérgica, 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 deletérias a temperaturas intermediárias e elevadas como fase sigma e nitretos (ASM, 2005. Ramirez, 2001. Silva, 2010. Santos, 2011).

A produção mundial de aço inoxidável vem aumentando ao longo dos anos, atingindo em 2011 aproximadamente 31,1 milhões de toneladas (Tabela 1-1), sendo que o Brasil produziu cerca de 365 mil toneladas. (Figura 1-1) (Abinox, 2013). Apesar do consumo mundial do aço inoxidável nas indústrias de energia (petróleo, bioetanol, eólica, entre outras) ser entre 4 e 5%, a indústria petrolífera corresponde à maior consumidora desse ramo (Moll, 2008).

Tabela 1-1: Produção mundial de aço inoxidável de 2009 a 2011, em mil toneladas (Abinox, 2013).

Região	Ano todo		+/- %	Ano todo		A-o-A +/- %
	2009	2010		2010	2011	
Europa Ocidental/África	6.449	7.878	22,1	7.878	7.875	0
Europa Central e Oriental	237	340	43,6	340	387	14,1
Américas	1.942	2.609	34,4	2.609	2.486	-4,7
Ásia (excluindo China)	7.472	9.011	20,6	9.011	8.770	-2,7
China	8.805	11.256	27,8	11.256	12.592	11,9
Total Mundo	24.904	31.094	24,8	31.094	32.110	3,3

Produção Brasileira

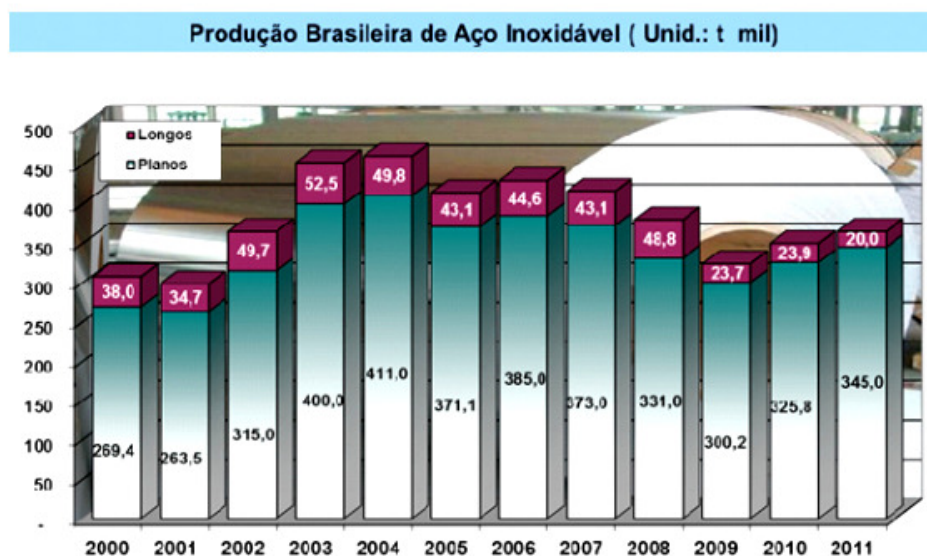


Figura 1-1: Produção brasileira de aço inoxidável desde 2000 a 2011, em mil toneladas (Abinox, 2013).

Na indústria petroquímica são utilizados diversos tipos de aços inoxidáveis, interligados de diversas formas. Um exemplo disso são os destiladores (Figura 1-2). A destilação do coque do petróleo é fracionada, sendo separados os produtos do petróleo após serem formados. Cada produto possui um teor corrosivo e densidade diferente, não necessitando de aços com a mesma resistência à corrosão e mecânica em todas as etapas. Dessa forma os duplex são mais utilizados para locais com presença de cloretos, mas que não requerem alta temperatura, enquanto o austenítico serve para locais submetidos a altas temperaturas, mas que não tem tanto contato com

cloreto. Sendo assim, para redução de custos de infra-estrutura e conforme as necessidades e exigências de cada etapa do processo, em cada parte da destilação é utilizado um aço inoxidável ou outra liga diferente. Esses aços são geralmente unidos entre si por soldagem, em especial em dutos e trocadores de calor (Silva, 2010. Lippold, 2005).

Destilação do Coque

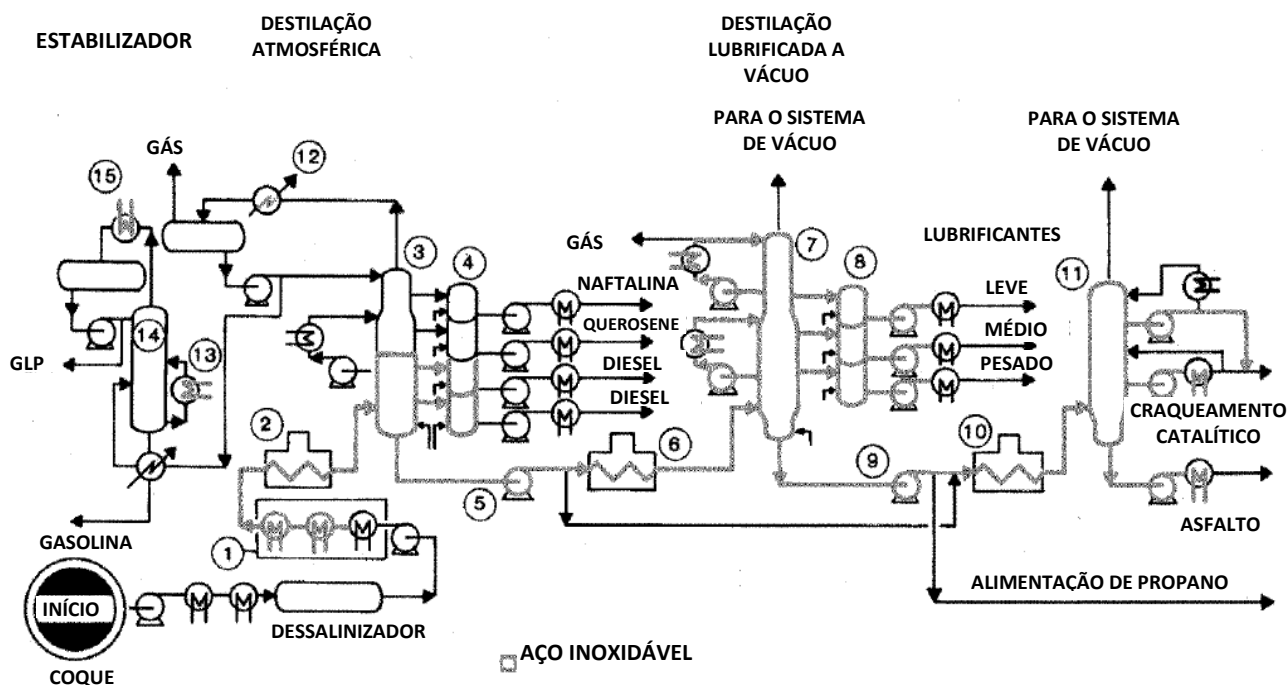


Figura 1-2: Processo esquemático de destilação fracionada do coque do petróleo, indicando os produtos petrolíferos gerados e os equipamentos onde são utilizados aços inoxidáveis (Nickel Institute, 2012).

Nas soldagens convencionais a temperatura do processo ultrapassa a temperatura de fusão dos materiais. Dessa forma, a união de materiais dissimilares apresenta problemas de distorção, ocasionados pela diferença de dilatação e dissipação térmica dos materiais, e pela solidificação diferenciada ao se atingir a temperatura *solidus* (Mishra, 2005. Murr, 2010). Além disso, a presença de poros, trincas de solidificação, tensão residual e fases diferentes, principalmente na Zona Termicamente Afetada (ZTA), aumentam a susceptibilidade da solda de sofrer corrosão e fragilizar. Isso aumenta os custos de manutenção, além de aumento de espessura dos aços para

suportar o fluido agressivo e ainda manter a resistência mecânica para suportar as elevadas pressões dos processos nas regiões das juntas soldadas.

A SAPNC permite a união de materiais no estado sólido. A temperatura de soldagem é abaixo da temperatura de fusão dos materiais. Traz como vantagens a redução de macro e micro defeitos, ausência trincas e porosidades causadas pela fusão e solidificação do material, redução da segregação de solidificação, boas propriedades mecânicas da junta soldada e boa reprodutibilidade (Mishra, 2005, 2007). A técnica também não necessita de metal de adição nem gás de proteção e não produz gases nocivos ao homem ou meio ambiente. Por reduzir os defeitos de soldagem e a fragilização da região soldada, muitas vezes o material a ser soldado pode ter uma espessura menor para suportar as mesmas condições que o mesmo material soldado por outros tipos de soldagem, como, por exemplo, por eletrodo revestido (Mishra, 2005).

Diversos tipos de soldagem dissimilar por SAPNC já foram estudados e abrangem desde juntas alumínio-alumínio, cobre-alumínio, magnésio-alumínio, alumínio-aço e aço-aço (Mishra, 2005, 2007. Khaled, 2005. Murr, 2010. Sireesha, 2000. Chen, 2010. DebRoy 2010). Os resultados foram satisfatórios, gerando soldas sem defeitos de soldagem, com redução ou ausência de fases deletérias e boa ductibilidade, resistência à tração e à fadiga das juntas (Murr, 2010). A união dissimilar por SAPNC proporciona uma mudança gradativa de propriedades uma vez que geralmente mantém o balanço de fases dos materiais. Os principais interessados nas juntas dissimilares são a indústria automobilística, naval, aeronáutica, e a indústria de energia, uma vez que uniões dissimilares representam uma redução de custo (em peso) de material (Abergast, 2008. Murr, 2010).

Dessa forma, utilizando a técnica de SAPNC na união de materiais dissimilares, como os aços inoxidáveis austeníticos e duplex, por exemplo, é possível, além de produzir a união sem defeitos e sem aumento excessivo de temperatura que leve à formação de fases deletérias, gerar melhorias no desempenho do material em relação à fadiga, ductilidade e resistência à tração (TWI, 2012). Por proporcionar a mudança gradativa de propriedades, a técnica pode também auxiliar na redução de custos de material, utilizando o material de menor custo em locais que antes não era utilizado por causa da fragilização da região da soldada. Os aços UNS S32750 e S31603 são muito utilizados na indústria petroquímica e a união desses dois aços por SAPNC pode gerar redução de custos e auxiliar na elaboração de projetos inteligentes, não só nas indústrias petroquímicas como químicas e de papel também.

Apesar de terem sido registrados soldagens dissimilares de diversos tipos de materiais, não há dados na literatura sobre soldagem dissimilar de aços inoxidáveis austeníticos UNS S31603 e duplex UNS S32750 pela técnica de SAPNC. Sendo assim, o presente trabalho se torna inédito por ser o primeiro registro de soldagem por atrito com pino não-consumível desses dois materiais citados.

1.3 Objetivo

O objetivo do trabalho é encontrar parâmetros de soldagem através da técnica de SAPNC para junta dissimilar de aço inoxidável austenítico S31603 e aço inoxidável duplex UNS S32750, produzindo juntas soldadas sem defeitos superficiais e internos. Também faz parte do objetivo entender e estudar a morfologia e o comportamento dos materiais da junta dissimilar quando unidos por essa técnica, através da análise da micrografia dos materiais soldados, do estudo da disposição dos grãos e das fases dos materiais, da verificação da integridade da junta e verificação e estudo das novas fases formadas.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Solda por Atrito com Pino Não Consumível (SAPNC)

O processo de SAPNC consiste em fazer união através do atrito do pino e do ombro da ferramenta, que rotacionam e avançam sobre o material. O pino possui um comprimento pouco menor do que a espessura do material a ser soldado e seu diâmetro é normalmente um terço do diâmetro do ombro (Figura 2-1). O ombro, em geral, possui uma conicidade proposital, que aumenta ou diminui a área de contato do mesmo com o material, além de gerar atrito e evitar que o material misturado saia da região da junta soldada. O pino é primeiramente introduzido rotacionando, juntamente com o ombro, até a profundidade desejada, na união das chapas a serem soldadas, que permanecem paradas.

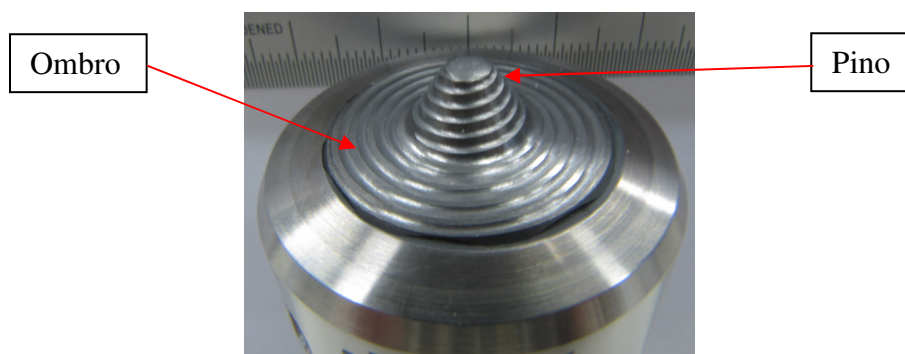


Figura 2-1: Ferramenta roscada de SAPNC para soldagem de aços. Em destaque o pino e o ombro da ferramenta, responsáveis pela geração de atrito, calor e mistura do material durante a soldagem.

Uma vez penetrado o pino, e o ombro estiver em contato com a superfície do material, a ferramenta ainda permanece um pequeno período de tempo sem avançar, a fim de gerar calor suficiente para que haja a deformação plástica e diminua a resistência do material ao avanço da ferramenta. Após isso a ferramenta avança, provocando a mistura (Figura 2-2), sendo a ferramenta retraída ao fim da soldagem.

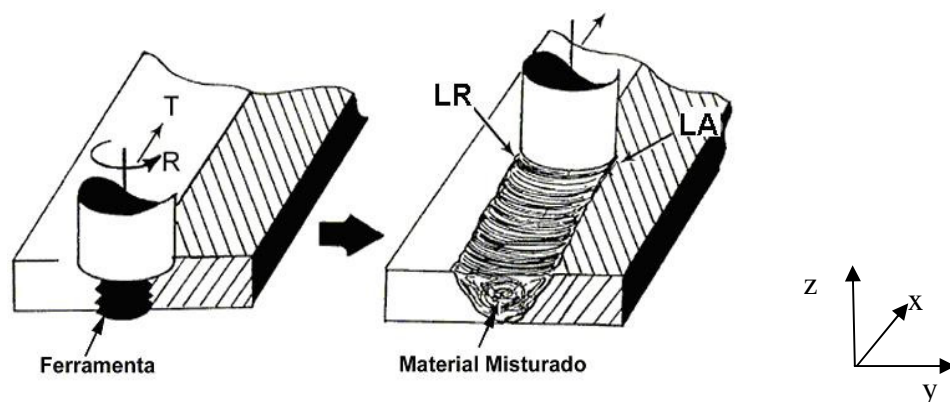


Figura 2-2: Figura esquemática da junta soldada de SAPNC, mostrando também o lado de avanço (LA) e o lado de retrocesso (LR) (Idagawa, 2005).

As principais forças atuantes nesse tipo de soldagem são a força axial, que mantém o pino na penetração certa da chapa e o ombro em contato com a superfície do material; a força de avanço, que conduz a solda e surge da resistência do material ao avanço da ferramenta; e o torque, influenciado pela deformação plástica e mistura da junta. Os outros parâmetros do processo são; a velocidade de avanço; a velocidade de rotação; formato e material da ferramenta (altura, diâmetro e perfil do pino; perfil, conicidade e diâmetro do ombro) e inclinação da ferramenta. A temperatura do material soldado, durante o processo, chega a aproximadamente 80% da temperatura de fusão do material em °C (TWI, 2012).

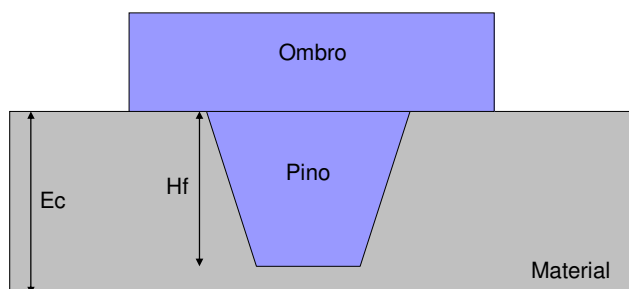


Figura 2-3: Representação da relação entre o tamanho do pino da ferramenta (H_f) e a espessura do material a ser soldado (E_c).

A altura do pino da ferramenta (H_f) deve ser igual ou inferior a espessura do material soldado (E_c). A literatura registra uma relação H_f/E_c entre 82 e 99%, dependendo da espessura e propriedades do material, da inclinação e geometria da ferramenta. A penetração da ferramenta deve ser suficiente para produzir penetração total sem danificar a chapa de apoio (*backing*) (Murr 2008).

2.2 Características do material após a soldagem

O material soldado apresenta quatro regiões, diferenciadas pelo tipo de influência recebida na soldagem (Figura 2-4). São elas a Zona Misturada (ZM), a Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA), a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e o Metal Base (MB). A Zona Misturada, ou *stirred zone*, é a região pela qual passou o pino e misturou o material deformado. Geralmente o tamanho de grão do material soldado, nessa região é muito menor em comparação com o das outras regiões, sendo muitas vezes chamada de Zona de Recristalização Dinâmica. A Zona Termomecanicamente Afetada é a região logo após a ZM, e se caracteriza por ter sofrido a deformação plástica causada pela rotação do pino e pelo calor gerado no processo, provocando mudanças microscópicas do material, no entanto não há mistura do mesmo. A Zona Termicamente Afetada é a parte vizinha à ZTMA e que sofreu influência somente da temperatura provocada pelo atrito do pino e do ombro com o material. O Metal de Base é a parte que não sofreu nenhuma influência do processo de soldagem, ou seja, possui as mesmas propriedades do material antes de ser soldado.



Figura 2-4: Figura da seção transversal da junta soldada por SAPNC, mostrando a Zona Misturada (ZM), a Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA), a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e o Metal Base (MB). (Idagawa, 2005)

Essas regiões não têm perfil simétrico em relação ao eixo de soldagem. Isso se deve à rotação e translação do pino, que gera os chamados Lado de Avanço (LA) e o Lado de Retrocesso (LR). O lado de avanço é o lado em que ocorre a maior deformação plástica, onde há a maior solicitação do pino e do ombro para vencer a resistência do material, por ser o lado de maior velocidade relativa durante a solda. O lado de retrocesso é onde há a menor velocidade

relativa e a maior parte da mistura do material deformado, pois este é forçado contra o sentido de avanço.

2.3 Influência dos parâmetros

Os principais parâmetros controláveis do processo de SAPNC são: velocidade de rotação, velocidade de avanço, penetração da ferramenta, geometria e material da ferramenta, e, dependendo do maquinário, as forças envolvidas. A geometria da ferramenta influencia em dois aspectos: no calor gerado no processo e no escoamento do material. Dependendo da conicidade da ferramenta, da presença ou ausência de roscas, do passo e do sentido dessas roscas, do comprimento do pino e do diâmetro do ombro, dentre outros, pode haver mais calor, mais atrito e mais deformação do material e o escoamento do material pode ser mais complexo ou mais intenso (Figura 2-5). A geração de calor é provocada por atrito e deformação, sendo que o atrito é maior no ombro e a deformação é maior no pino.

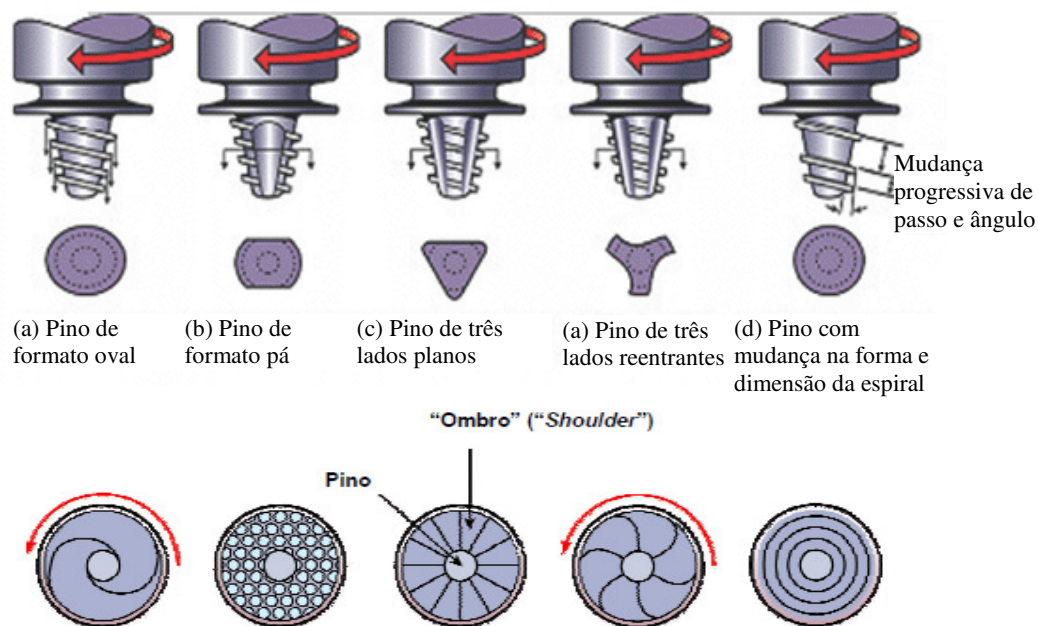


Figura 2-5: Exemplos de Diferentes Configurações de Pinos e Ombros já utilizados comercial e academicamente (Mishra, 2005).

Sendo assim, além da geometria da ferramenta, a velocidade de rotação é o segundo fator que mais influencia na geração de calor do processo. O sentido de rotação da ferramenta determina o sentido do escoamento do material e define o lado de avanço e do retrocesso, juntamente com o avanço da ferramenta. A velocidade de rotação está relacionada à quantidade de deformação (e mistura) do material e ao calor gerado, uma vez que maior rotação gera mais atrito e consequentemente mais calor, produzindo mistura e uma deformação mais intensa do material próximo ao ombro e ao pino.

A velocidade de avanço da ferramenta também influencia na geração de calor do processo, uma vez que aumenta ou diminui o tempo que o material fica exposto ao atrito de ferramenta. Também influencia no escoamento do material, intercalando regiões do material que sofreram deformações diferentes (linhas de fluxo).

Dependendo do perfil do ombro, não há necessidade da ferramenta ser inclinada, mas, na maioria dos perfis, a inclinação é necessária para facilitar o avanço, conter o material deformado e garantir o atrito do ombro com o material (Mishra, 2005).

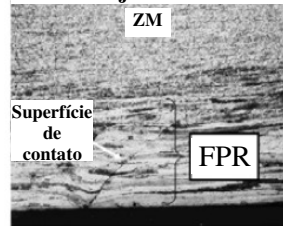
2.4 Principais defeitos de soldagem por SAPNC

Apesar de não apresentar trincas e porosidade causadas pela fusão e solidificação do material, o SAPNC pode apresentar outros defeitos de soldagem. Esses defeitos estão relacionados à temperatura do processo, escoamento do material e geometria da junta. A temperatura do processo está associada à geração de atrito influenciado pelos parâmetros de velocidade e propriedades da ferramenta, enquanto o escoamento depende de outros fatores como excesso ou falta de penetração/força axial e propriedades do material (Abergast, 2008. Kumar, 2007, Khaled, 2005). Abergast (2008) classificou e graficou qualitativamente os defeitos mais comuns em relação às velocidades utilizadas no processo, conforme Figura 2-6. Os defeitos mais frequentes foram registrados na Tabela 2-1, juntamente com a definição do defeito e os parâmetros que causam o mesmo. A ausência de defeitos superficiais é utilizada como critério de seleção de parâmetros ótimos de soldagem, uma vez que os defeitos podem ser pontos concentradores de tensão e facilitadores de início de trinca, de corrosão e fragilização do material (Abergast, 2008).

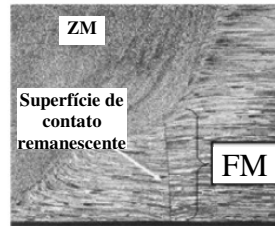
Falta de preenchimento interno (Wormhole)



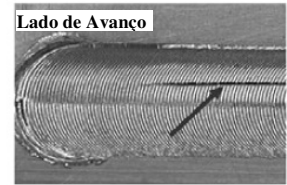
Falta de penetração na raiz da junta soldada



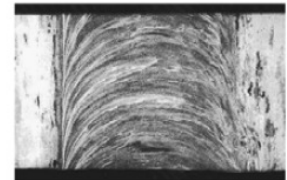
Falha de mistura



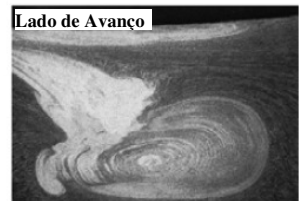
Falta de preenchimento na superfície



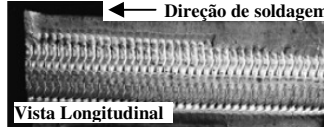
Falha de fluxo na superfície



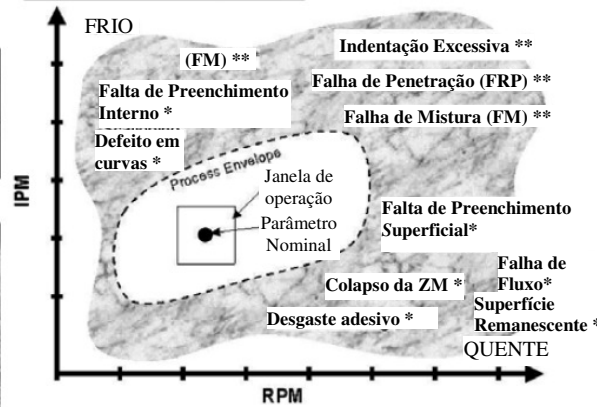
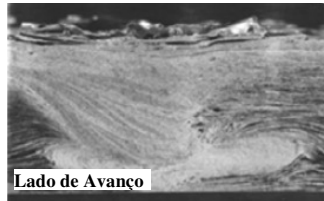
Colapso da Zona Misturada



Defeito em curvas (Scalloping)



Desgaste Adesivo (Galling)

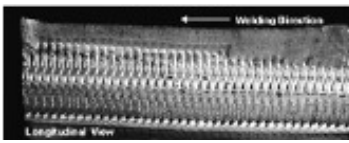
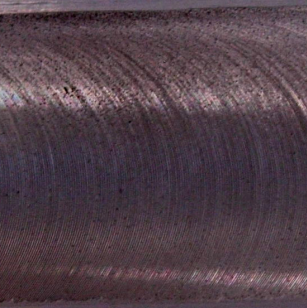
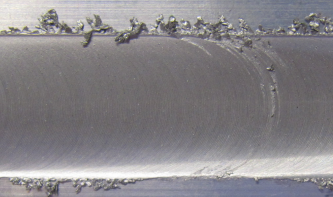


* Defeitos facilmente controlados pelos parâmetros de velocidade.

** Defeitos relacionados à falta de penetração e mistura.

Figura 2-6: Esquema dos principais defeitos gerados no processo de SAPNC e a região de ocorrência, conforme as combinações de velocidades de rotação e avanço (mais quentes ou mais frias) (Abergast, 2008).

Tabela 2-1 Defeitos mais decorrentes em uniões por SAPNC encontrados na literatura (Abergast, 2008. Kumar, 2007, Khaled, 2005).

Tipo de Defeito	Nome e definição	Causas do defeito
	Falta de preenchimento da superfície ou cavidade superficial (“ <i>surface lack of fill</i> ”): falha de fluxo do material na região do ombro do LA, formando uma trajetória contínua pelo cordão de solda.	Falta de aquecimento do material. (parâmetros frios)
	Falta de preenchimento interno (“ <i>worm hole</i> ”): ausência de material ou buracos internos no LA da junta soldada.	Falta de aquecimento do material e/ou pressão da ferramenta durante a soldagem. (parâmetros frios)
	Defeito em curvas (“ <i>scalloping</i> ”): falha de fluxo do material, gerando camadas recortadas de materiais no sentido longitudinal da junta.	Falta de aquecimento do material. (parâmetros frios)
	Desgaste Adesivo (“ <i>galling</i> ”): aderência do material na ferramenta devido à intensa deformação plástica, gerando uma perda de controle do fluxo do material na região em contato com o ombro.	Aquecimento excessivo do material durante a soldagem. (parâmetros quentes)
	Rebarba: material amolecido que escapa da região do ombro.	Excesso de aquecimento e penetração da ferramenta no material. (parâmetros quentes)

Os parâmetros são considerados quentes ou frios dependendo do calor gerado durante a soldagem: velocidades mais altas de rotação geram mais atrito e, assim, mais calor, enquanto velocidades de avanço mais baixas prolongam o tempo em que o material fica exposto ao calor gerado pelo atrito da ferramenta. A combinação desses dois parâmetros, juntamente com o calor gerado por deformação do material, pode gerar mais ou menos calor na soldagem.

Por exemplo, utilizando uma maior velocidade de avanço e menor velocidade de rotação o material permanece menos tempo exposto a um atrito menor, por isso será uma solda mais fria.

Porém, altas velocidades de rotação e baixas velocidades de avanço farão com o que o material passe mais tempo exposto a um atrito maior e assim o processo será mais quente.

Uma das formas de medir o calor gerado durante a soldagem é pelo aporte térmico (*heat input*), calculado a partir das equações:

$$\text{Aporte Térmico} = \frac{P}{v} \quad (2.1)$$

$$\text{onde, } P = \frac{(2\pi) * \Omega * T}{60} \quad (2.2)$$

Sendo P a potência do processo (kW), v a velocidade de avanço da ferramenta (mm/s), Ω a velocidade de rotação da ferramenta (rpm) e T o torque médio registrado no processo (N.m) (Wei, 2011).

Um dos defeitos mais comuns encontrados em juntas soldadas por SAPNC é a falta de preenchimento interno (ou *worm hole*), que consiste em regiões internas da junta soldada com ausência de material, formando buracos internos. Segundo Mishra (2007) e Abergast (2008), isso é causado pela falta de aquecimento do material por parte dos parâmetros frios (que geram menos atrito ou menos tempo de permanência da ferramenta sobre o material). Kumar (2007) afirma que, além do baixo aquecimento, a falta de penetração (ou pressão do ombro sobre o material) também afeta o escoamento do material, evitando que ele preencha toda a região de soldagem.

Outro defeito causado por falta de aquecimento é a falta de preenchimento da superfície da junta soldada, ou cavidade superficial causada por falta de preenchimento interno, formando uma trajetória contínua no cordão de solda. Geralmente ocorre no lado de avanço da junta (Figura 2-7a).

Por outro lado, aquecimento excessivo do material pode provocar o aparecimento de alta rugosidade ou formação de desgaste adesivos superficiais (*galling*) (Figura 2-8), uma vez que a deformação plástica do material foi tão intensa que o material sofreu amaciamento e aderiu à ferramenta e não foi possível controlar seu escoamento na região em contato com o ombro (Abergast, 2008). Em alguns casos, quando há excesso de penetração da ferramenta, esse material

amolecido escapa da região do ombro e forma rebarbas ao redor do cordão de solda (Figura 2-7b).

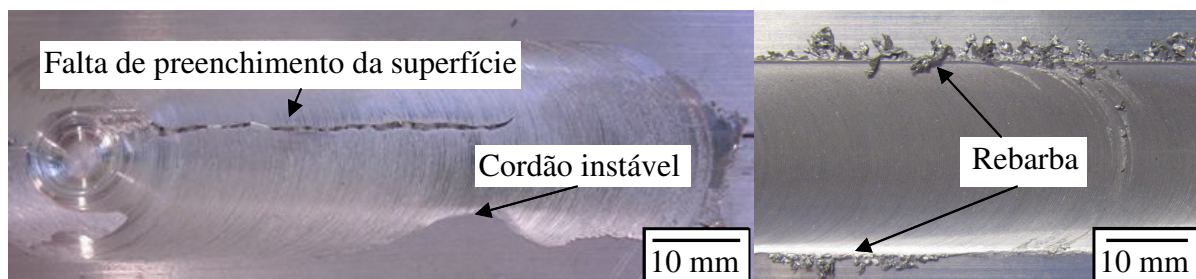


Figura 2-7: Exemplo de defeitos decorrentes no SAPNC e juntas soldadas de alumínio 6061 T6. a) Defeito de falta de preenchimento e defeito de cordão de solda instável. b) Defeito de rebarba, ocasionado por grande aquecimento do material e alta penetração da ferramenta (Theodoro, 2009).



Figura 2-8: Defeito de formação de desgaste adesivo na superfície, formado por aquecimento excessivo do material durante o processo de soldagem (Theodoro, 2009. Abergast, 2008).

A geometria ou dimensões da ferramenta influenciam no resultado final de soldagem e podem provocar o aparecimento de alguns tipos de defeitos, como, por exemplo, o defeito de falta de penetração. Esse defeito é causado ou pelo comprimento inadequado do pino ou por falta de penetração inadequada da ferramenta, ou baixas forças axiais (Figura 2-9).

Além dos defeitos superficiais e internos que podem aparecer no processo de SAPNC, as juntas soldadas podem apresentar aderência da raiz da junta ao sistema de suporte devido ao excesso de aquecimento e/ou com a penetração excessiva da ferramenta.

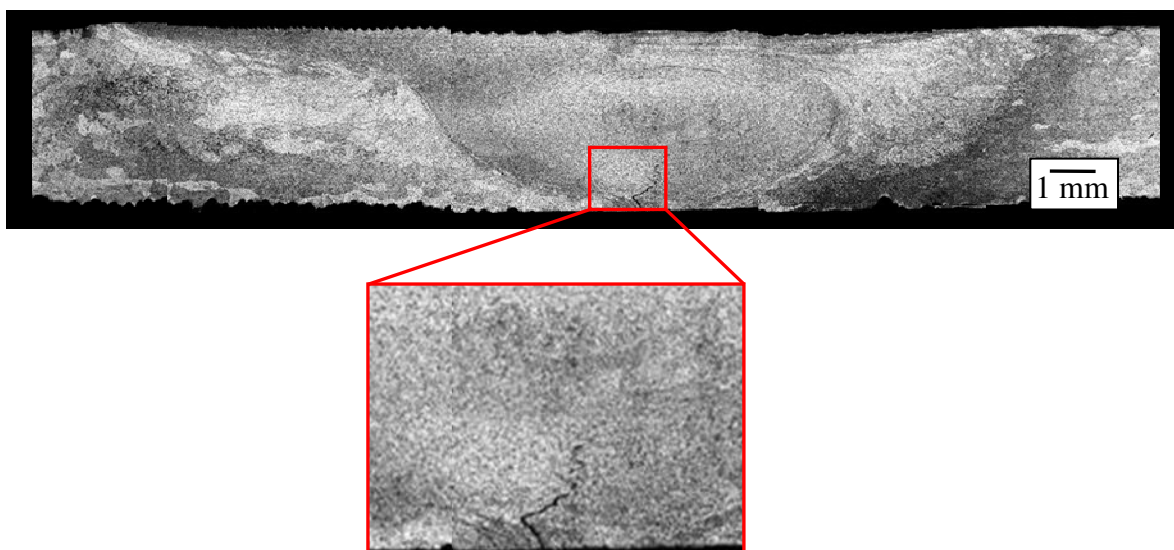


Figura 2-9: Defeito de falta de penetração efetiva do pino nas chapas de alumínio 6061 T6, unidas por SAPNC. (Theodoro, 2009)

2.5 Soldagem dissimilar por SAPNC

Diversas uniões dissimilares de diferentes materiais têm sido testadas tanto para obtenção de juntas para aplicação comercial quanto para tentar explicar o escoamento complexo do material nesse processo (Mishra, 2005). No entanto, vários têm sido os desafios desse tipo de união, uma vez que, normalmente, esses materiais dissimilares a serem soldados, além da composição química, apresentam propriedades, como por exemplo, coeficiente de encruamento, ponto de fusão e resistência mecânica, muito diferentes.

Em vários sistemas, os parâmetros de soldagem (velocidade de rotação e velocidade de avanço) podem provocar uma perturbação no fluxo dos materiais (linhas de fluxo) que são evidenciados pela variação abrupta de tamanho de grão (Mishra, 2005, Khaled, 2005). Esse fenômeno ocorre para qualquer tipo de material soldado por SAPNC, tanto similar quanto dissimilar, sendo para alguns mais claramente percebidos que outros. Murr (2010) e Khaled (2005) complementam afirmando que essas linhas de fluxo são, para materiais similares, deformação do material em finas camadas intercaladas com material mais dúctil (que sofreu recristalização dinâmica).

No entanto, para soldas dissimilares, essas linhas de fluxo geralmente são vórtices intercalados dos dois materiais, como mostrado na Figura 2-11b.

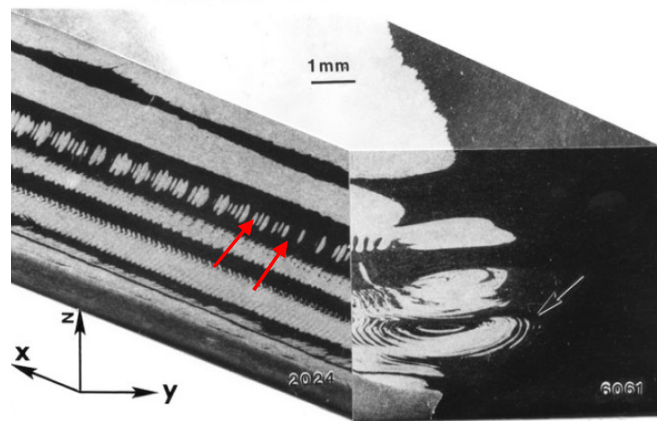


Figura 2-10: Imagem 3D representando uma soldagem dissimilar entre chapas de alumínio 2024 e 6061, utilizada para explicar o escoamento do material durante o processo de SAPNC. É possível observar as linhas de fluxo alternadas dos dois materiais, conforme indicado pela seta na figura. Nota-se também na ZM regiões intercaladas de ambos os materiais ao longo da junta, indicados pelas setas em vermelho (Murr 2010).

Em geral, as uniões por SAPNC mantêm o balanço de fase (Murr, 2010), utilizando a energia gerada para a recristalização dos materiais na ZM, ao invés de formar novas fases (Khaled, 2005). Porém, em alguns casos há o aparecimento de uma pequena quantidade de precipitados no lado de avanço, dependendo da composição química dos materiais e da temperatura alcançada durante o processo.

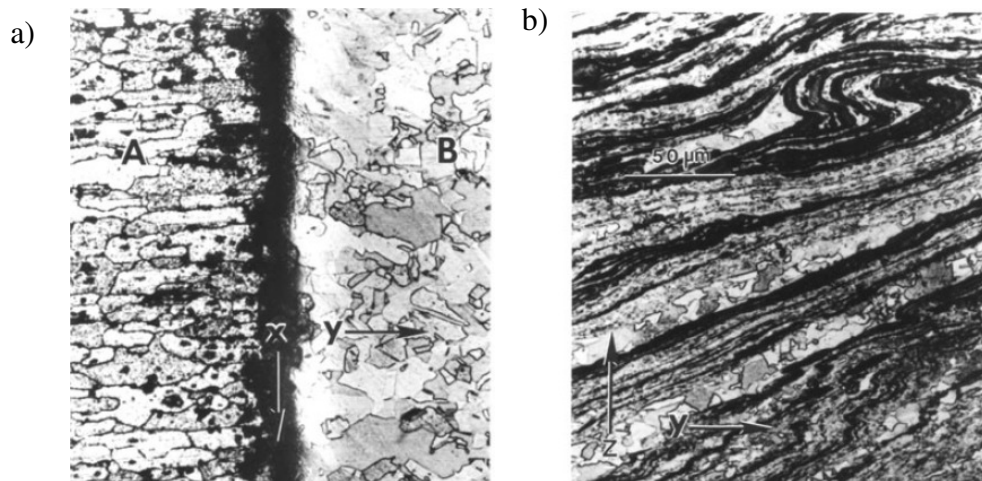


Figura 2-11: Micrografia óptica da superfície de contato dos materiais dissimilares Al 2024 (A) e Ag (B) a) antes da soldagem e b) as linhas de fluxo formadas após a mistura dos materiais. Essas linhas são formadas por regiões alternadas dos materiais A e B (Murr 2010). (x é o sentido de avanço da ferramenta, y o sentido transversal da solda e z o eixo de penetração da ferramenta).

O interesse pelas uniões dissimilares vem aumentando nas indústrias aeronáutica, automotiva e naval, uma vez que a SAPNC produziria uma redução de custos de material e peso dos veículos.

2.6 Cinética de recristalização da austenita e da ferrita

Materiais que sofreram algum tipo de processo de conformação (laminação, extrusão, trefilação, estampagem etc.), dependendo da temperatura do processo, podem acumular em suas estruturas discordâncias e outros defeitos cristalinos. Esses materiais possuem arranjos instáveis, uma vez que o material não está no seu estado de menor energia por causa desses defeitos na estrutura cristalina. Há uma tendência termodinâmica desses defeitos de desaparecer, no entanto, esse processo é extremamente lento à temperatura ambiente, devido à baixa mobilidade das discordâncias (Humphreys, 2004).

Para eliminar esses defeitos, normalmente é necessária ativação térmica. Essa redução na quantidade de defeitos pode ser dar de duas formas: recuperação e recristalização.

Na recuperação ocorre a movimentação dos defeitos, modificando sua densidade e distribuição na estrutura. Não ocorre mudança aparente nos grãos deformados. No entanto há um alívio de tensões no material e diminuição da energia interna.

Já na recristalização há a movimentação de contornos de grão de alto ângulo pela reorientação cristalina do material. A recristalização pode ocorrer em duas etapas, dependendo do tempo e da temperatura do processo: a recristalização primária, na qual ocorre a nucleação de novos grãos, principalmente nos contornos dos grãos deformados; e a recristalização secundária, na qual há o crescimento desses grãos nucleados.

Tanto a recuperação quanto a recristalização podem ocorrer de modo estático ou dinâmico. Quando estático, a ativação térmica ocorre sem deformação mecânica, enquanto quando dinâmico, o material é submetido a aquecimento e conformação simultânea (Bresciani, 2011). Os processos dinâmicos são mais rápidos e necessitam de temperaturas menores do que os estáticos uma vez que a energia proveniente da deformação é somada à energia térmica para ativar os mecanismos de eliminação dos defeitos cristalinos.

Na ZM dos materiais soldados por SAPNC os grãos apresentam-se mais refinados, decorrente da recrystalização dinâmica que ocorreu no local, ativada pela temperatura de soldagem e pela deformação plástica que o material sofreu. O tempo em que o material fica exposto à temperatura e deformação é relativamente curto, podendo interromper os processos de recrystalização secundária. No caso da ZTMA, os níveis de deformação e temperatura são menores e, portanto os fenômenos de recuperação e recrystalização avançam menos. No caso da ZTA, não há deformação associada ao processo, mas a recrystalização de materiais encruados ou crescimento de grãos podem acontecer, dependendo da cinética de recrystalização e crescimento de grãos do material.

Para os aços inoxidáveis duplex, por exemplo, a cinética de recrystalização da ferrita é mais rápida do que a da austenita (Figura 2-12). Isso se deve ao fato da difusão na ferrita ocorrer à temperatura mais baixa e a uma velocidade maior do que na austenita (Alvarez-Armas, 2009). A energia de falha de empilhamento também é um fator preponderante na ocorrência de recuperação e recrystalização destas fases e nas suas cinéticas (Humphreys, 2004).

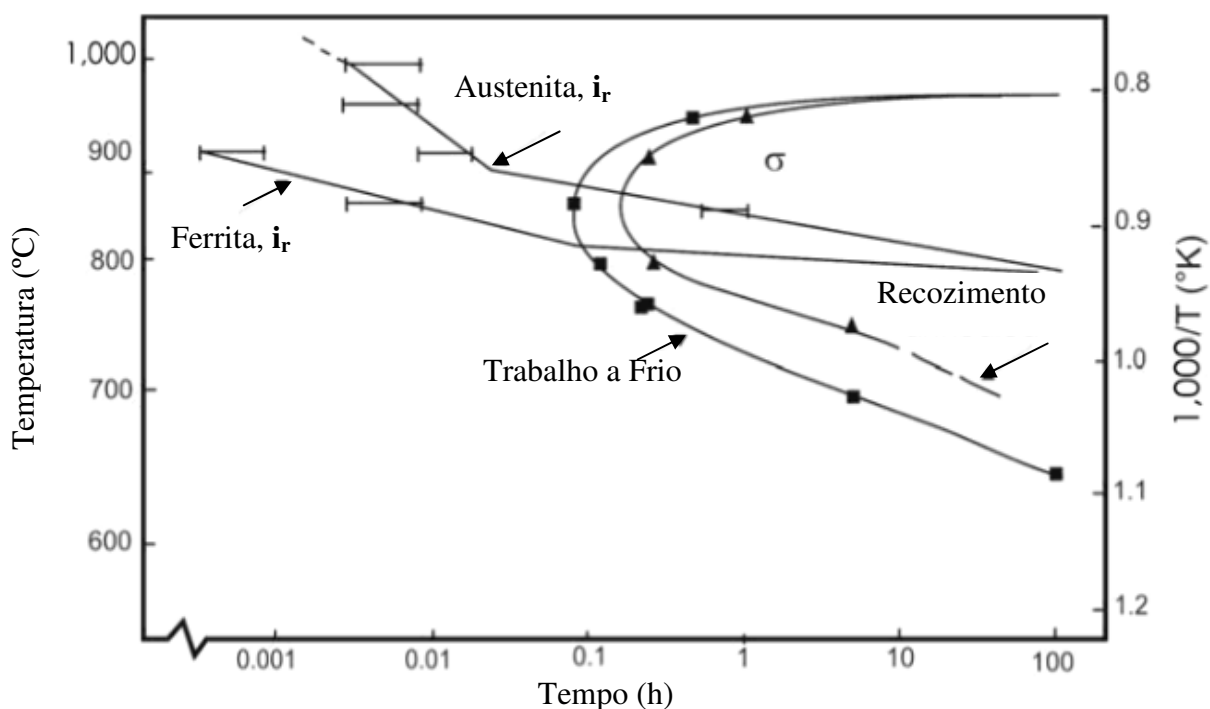


Figura 2-12: Diagrama TTT do aço inoxidável duplex UNS S31803 após laminação com redução de 20% de espessura e tratamento térmico de recozimento. O início de recrystalização da ferrita e austenita estão indicados (i_r) nas setas (Alvarez-Armas, 2009).

2.7 Aços Inoxidáveis Austenítico e Duplex

2.7.1 Aço Inoxidável Austenítico

Os aços inoxidáveis austeníticos são aços com teores de cromo a cima de 11%, além de adição de níquel e molibdênio, dentre outros elementos. Níquel, carbono, nitrogênio e manganês são estabilizadores de austenita, enquanto o cromo, molibdênio e nitrogênio aumentam a resistência à corrosão. A estrutura desses aços é basicamente austenítica, porém pode haver a presença de ferrita residual, gerada por temperatura e deformação, em frações que não ultrapassam 4% em volume (Figura 2-13) (Lippold, 2005. ASM, 2005). Essas pequenas quantidades de ferrita não são consideradas deletérias, porém podem reduzir a ductilidade do material (Lippold, 2005). A ferrita diminui a resistência à corrosão por pite. No entanto, em processos de soldagem é recomendado o uso de aços inoxidáveis austeníticos, seja metal de base ou de adição, com composições que resultem na presença de ferrita na condição de estado bruto de fusão, por reduzir a ocorrência de trincas de solidificação (Silva, 2010).

Geralmente esses aços são produzidos através de tratamento de solubilização, seguido de resfriamento rápido para manter a estrutura austenítica e evitar precipitação de carbonetos, e depois sofrem processo de recozimento para alívio de tensões (Silva, 2010). O material é susceptível a formação de maclas de recozimento durante esses tratamentos térmicos (Smallman, 1999).

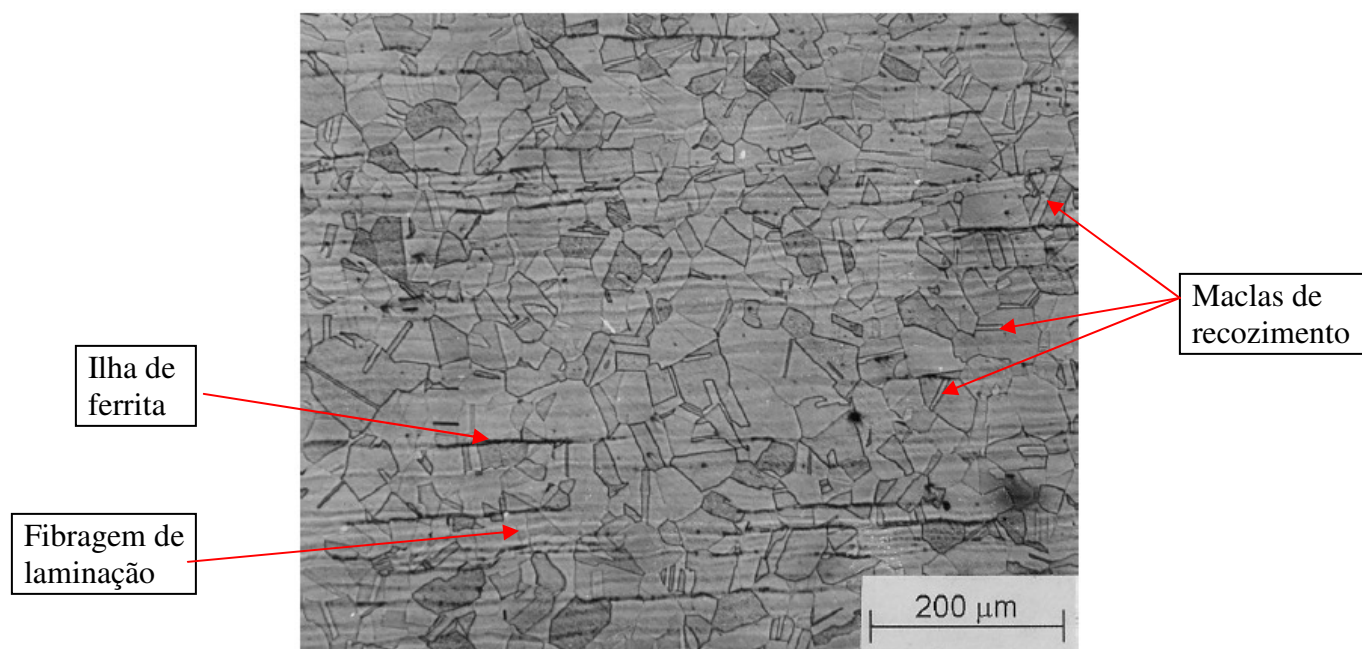


Figura 2-13: Micrografia do ao inoxidável austenítico AISI 316LN. Nota-se as maclas de recozimento, decorrentes da deformação e tratamento térmico ao qual o material é submetido durante a fabricação, fibragem de laminação e ilhas de ferrita (Sireesha, 2000).

Esses aços são muito utilizados em aplicações que necessitam de boa resistência à corrosão à temperaturas ou pressões elevadas (Lippold, 2005) devido à resistência ao amaciamento e à resistência à deformação à quente. São também bastante utilizados em ambientes criogênicos por não sofrerem transição dúctil-frágil (Silva, 2010). Além disso, possuem boa soldabilidade e as junta soldadas apresentam boa resistência à corrosão (ASM, 2005. Santos, 2011). No entanto, a alta energia durante a soldagem pode gerar um efeito inverso devido à formação de carbonetos indesejáveis, em especial os localizados nos contornos de grão, que geram queda de resistência à corrosão. Para aços com baixos teores de carbono, como por exemplo, o 304L e o S31603 (AISI 316L), é retardada a formação de carbonetos em temperaturas elevadas (entre 425 a 870°C) (Figura 2-14), mantendo a resistência à corrosão após um processo de soldagem (Lippold, 2005).

Apesar da resistência ao amaciamento por deformação à altas temperaturas, os aços austeníticos possuem baixa estabilidade estrutural, podendo formar fases deletérias como sigma e chi. As cinéticas de precipitação destas fases em alguns tipos de aços inoxidáveis austeníticos (composição química disposta na Tabela 2-2) são mostradas na Figura 2-14. Aços com alta porcentagem de cromo precipitam mais rapidamente carbonetos, como é o caso do aço S31254,

que possui 20% cromo. Já o aço S31603, ao contrário, tem a cinética de precipitação mais lenta em relação aos outros aços mostrados no gráfico, uma vez que possui a menor porcentagem de cromo.

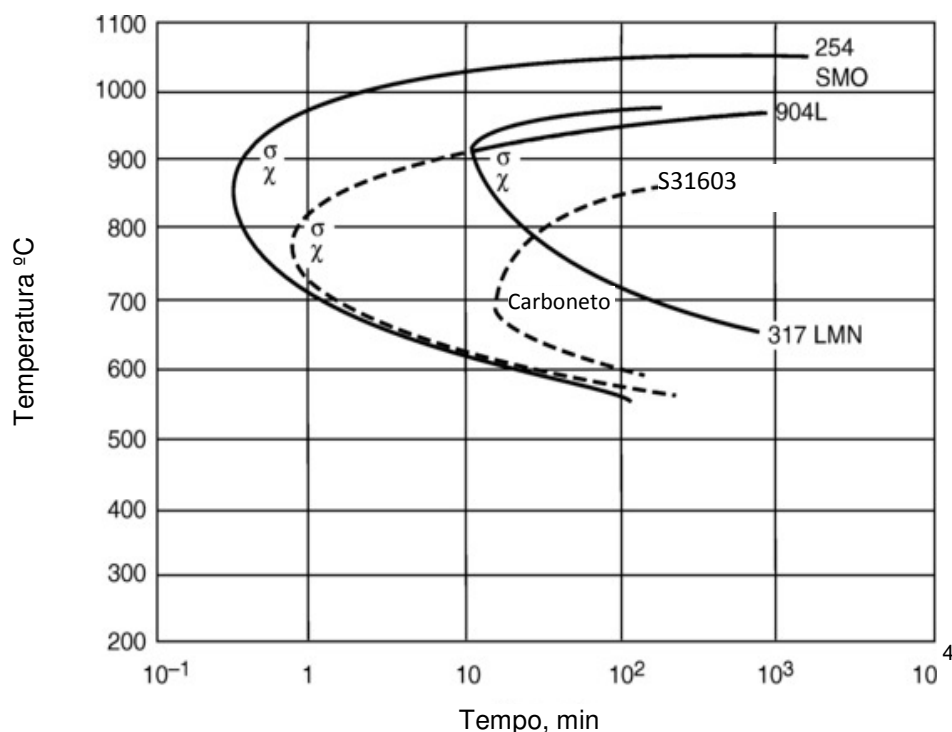


Figura 2-14: Cinética de precipitação isotérmica das fases sigma/chi para os aços 254 SMO (UNS S31254), 904L (UNS N0904) e 317 LMN (ASTM 317LMN), e de carbonetos do aço inoxidável austenítico UNS S31603 (ASM (2005)). Nota-se que para o aço S31603, a formação de carbonetos ocorre tardiamente em relação aos outros aços, apesar da temperatura de formação dos mesmos ser mais baixa (Silva, 2010). A composição desses aços encontra-se na Tabela 2-2.

Tabela 2-2– Composição química dos aços dos aços 254 SMO (UNS S31254), 904L, UNS S31603 e 317 LMN apresentados na Figura 2-14 (% em massa) (MatWeb, 2012).

Aço	tipo	Cr	Ni	Mo	Mn	C	N	Si	Cu	P	Ti	S
UNS S31603	austenítico	16,5	10,0	2,04	1,30	0,016	0,037	0,50	0,06	0,032	0,002	0,001
UNS S31254	superaustenítico	20,0	18,0	6,10	1,20	0,010	0,20	1,0	0,05	----	----	----
UNS N0904	superaustenítico	19,0	25,0	4,5	2,0	0,020	----	1,0	----	----	----	0,035
ASTM 317LMN	austenítico	17,8	12,7	4,10	----	0,020	0,14	----	----	----	----	----

A presença de ferrita facilita a formação da fase sigma, por conter mais cromo do que a matriz austenítica. Dessa forma a ferrita pode formar austenita + sigma. Para aços com baixo carbono, a cinética de precipitação da fase sigma é muito lenta, podendo chegar a alguns de meses até iniciar a formação da mesma dependendo da temperatura (Lippold, 2005).

Há uma grande gama de aços inoxidáveis austeníticos, porém os mais conhecidos são os da série 300 (Lippold, 2005). Dessa série, os aços mais comuns são o ABNT 304, de menor custo e o S31603 que possui resistência à corrosão e a resistência mecânica superiores ao aço 304 pelo baixo teor de carbono e maior porcentagem de molibdênio (Machado, 2003. Silva, 2010). Estes tipos de aço são geralmente usados em equipamentos hospitalares, válvulas e peças de tubulação, indústrias químicas, petroquímicas, farmacêutica, alimentícia e de celulose. Apesar da resistência à corrosão, esses aços não são recomendados para ambientes marinhos devido à facilidade de fragilização em ambientes contendo íons de cloreto.

2.7.2 Aço Inoxidável Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são caracterizados pela estrutura mista de ferrita e austenita, como pode ser visto na Figura 2-15. As fases presentes e suas frações nos aços inoxidáveis duplex dependem da temperatura à qual são aquecidos e das taxas de resfriamento às quais o material é submetido durante o processo de fabricação (Lippold, 2005).

Estas fases apresentam boa resistência mecânica devido ao efeito sinérgico das duas fases e excelente resistência à corrosão quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos por apresentarem maiores teores de cromo e molibdênio (Silva, 2010). Também apresentam boa condutividade térmica e baixo coeficiente de dilatação, o que produz baixa distorção do material durante processos de soldagem em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, sendo também menos susceptíveis à formação de trincas de solidificação. No entanto, o alongamento e taxa de deformação à quente apresentam valores intermediários em relação aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos (ASM, 2005).

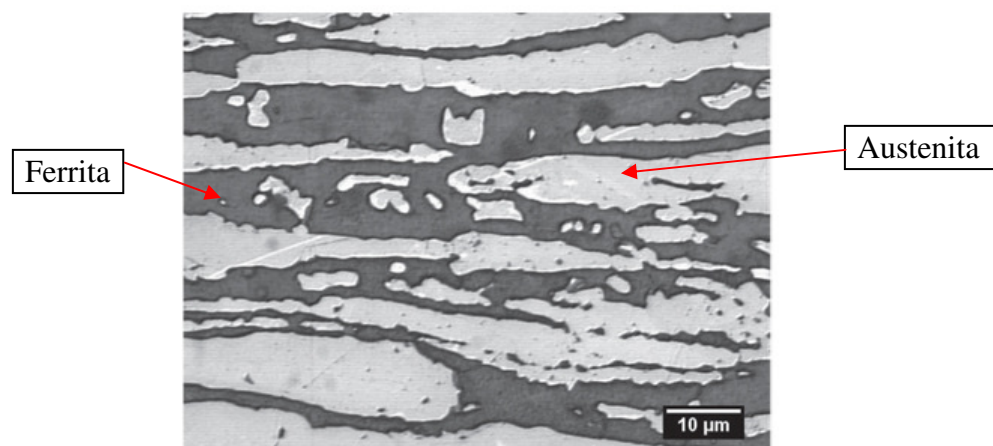


Figura 2-15: Micrografia óptica do aço inoxidável duplex UNS S32304 utilizado no presente trabalho, no qual a matriz de ferrita apresenta tons mais escuros e as ilhas de austenita apresentam os grãos de cor mais claros. Material atacado com Behara II (Cardoso, 2012).

Em geral, para manter o balanço das fases ferrita e austenita, os aços inoxidáveis duplex apresentam altos teores de elementos austenitizantes, principalmente níquel, manganês e nitrogênio, e ferritizantes, em especial cromo, molibdênio, silício e titânio. No entanto, a presença desses diversos elementos de liga pode proporcionar a precipitação de carbonetos e fases intermetálicas indesejáveis (Silva, 2010). Os aços duplex têm mais facilidade para precipitar fase sigma quando submetidos a temperaturas acima de 600 °C (Tabela 2-3), comparativamente aos aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 2-3 Fases observadas em aços inoxidáveis duplex (ASM, 2005, Ramirez, 2001) juntamente com a faixa de temperatura de formação e algumas informações da estrutura química.

Fases observadas em aços inoxidáveis austeníticos/duplex	Fórmula química aproximada	Faixa de temperaturas de formação (°C)	Estrutura Cristalina
Ferrita α	—	—	ccc
Austenita γ	—	—	cfc
Fase σ	Fe-Cr-Mo	600 – 1000	tetragonal
Nitreto	Cr ₂ N	700 – 900	hc
Fase χ	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	700 – 900	ccc
Fase R	Fe-Cr-Mo	550 – 650	trigonal romboédrica hexagonal
Fase π	Fe ₇ Mo ₁₃ N ₄	550 – 650	cúbica primária
Fase τ	Não determinada	550 – 650	ortorrômico
Carboneto	M ₇ C ₃	950 – 1050	ortorrômico
Carboneto	M ₂₃ C ₆	950 - 1050	cfc

Essas fases $M_{23}C_6$ e sigma fragilizam o material, diminuindo-lhes a resistência à corrosão, especialmente a fase sigma. (ASM, 2005. Santos, 2011. Ramirez, 2001). Por isso, a temperatura recomendada para tratamentos térmicos de recozimento ou processos de deformação à quente geralmente é abaixo da temperatura *solvus* da ferrita, para que ambas as fases (ferrita e austenita) consigam coexistir em equilíbrio durante os processos (Figura 2-16)(Lippold, 2005).

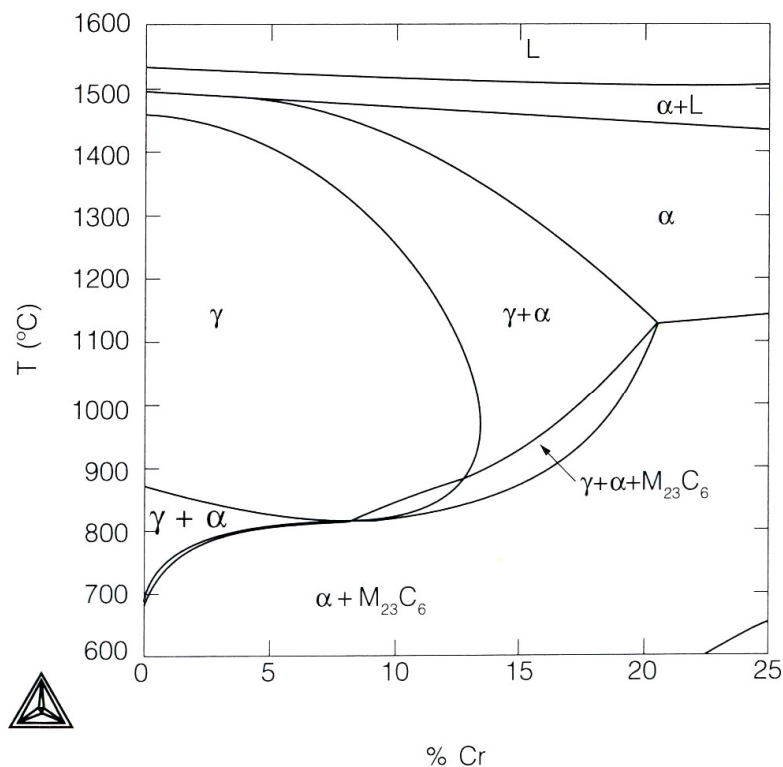


Figura 2-16: Diagrama Fe-Cr-C com teor de C constante de 0,1% (Silva, 2010), variando a porcentagem de cromo. Temperatura *solvus* da ferrita nesse diagrama é próxima de 1450°C.

A cinética de precipitação dos aços duplex depende da composição química de cada aço, tal como pode ser visto na Figura 2-17 e Tabela 2-4. A precipitação de sigma nos contornos de grão é mais rápida em aços com teores de cromo mais altos, como o S32750, por exemplo (Silva, 2010). No entanto, essa precipitação ocorre a temperaturas mais altas do que os outros aços inoxidáveis duplex.

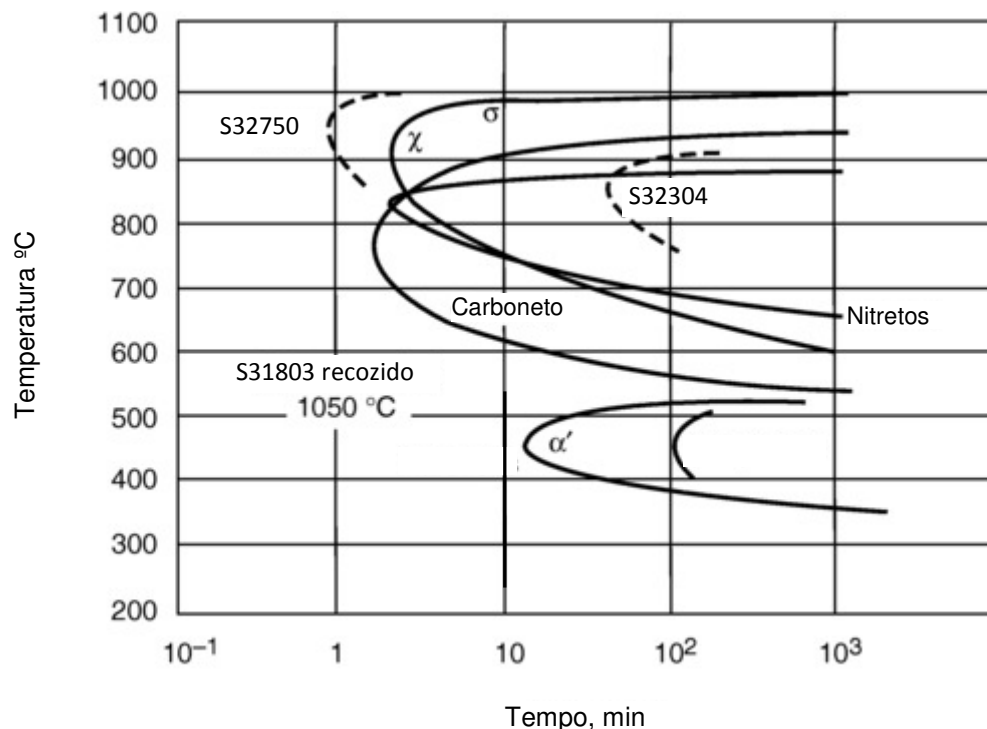


Figura 2-17: Curva de transformação isotérmica de precipitação em aços inoxidáveis duplex UNS S31803 (SAF 2205) e UNS S32304 (SAF 2304) e superduplex UNS S32750 (SAF 2507), segundo a composição mostrada na Tabela 2-4. As linhas contínuas indicam a cinética de precipitação de fases sigma, chi, α' , nitretos e carbonetos no aço S31803. As linhas tracejadas indicam a cinética de formação de carbonetos nos aços S32750 e S32304 (ASM, 2005. Silva, 2010).

Tabela 2-4— Composição química dos aços dos aços UNS S31803 (SAF 2205), UNS S32304 (SAF 2304) e UNS S32750 (SAF 2507) apresentados na Figura 2-17 (% em massa) (Matweb, 2012) em comparação de com o hiperduplex UNS S32707 (SAF 2707 HD) (Souza, 2008).

Tipo	Aço	Cr	Ni	Mo	Mn	C	N	Si	Cu	P	S
Duplex	UNS S31803	22,0	5,5	3,0	2,0	0,03	0,15	1,0	----	0,025	0,015
Lean Duplex	UNS S32304	22,7	4,5	0,05	2,5	0,03	-----	1,0	0,05	0,04	0,03
Superduplex	UNS S32750	24,9	6,9	3,79	0,78	0,020	0,260	0,25	0,34	0,023	0,001
Hiperduplex	UNS S32707	27,0	6,5	5,0	1,0	0,03	0,40	0,3	-	0,035	0,01

Os aços são classificados em lean duplex (ou duplex de baixa liga), superduplex e hiperduplex. Os chamados lean duplex foram os primeiros tipos de duplex desenvolvidos. Possuem um teor mais baixo de molibdênio, níquel, manganês e outros elementos austenitizantes. Os mais conhecidos dessa linha são os aços S31803 (SAF 2205) e S32304 (SAF 2304). Esses

aços são geralmente utilizados para substituir os aços inoxidáveis austeníticos, em especial o 304 e 316, na indústria química e de papel e celulose.

Já os conhecidos como superduplex apresentam teores maiores de molibdênio, níquel e cromo que os duplex, possuindo assim resistência à corrosão e resistência mecânica maiores do que os lean duplex. Os superduplex são bastante utilizados na indústria petroquímica, refinarias e trocadores de calor, sendo o aço S32750 o mais conhecido (Tabela 2-4).

Os hiperduplex foram desenvolvidos mais recentemente, com a finalidade de produzir aços duplex com resistência à corrosão e estabilidade estrutural maior do que os superduplex (Charles, 2008. Silva, 2010). Esse tipo de aço possui adição de outros elementos além de cromo e níquel, como o tungstênio e são utilizados em ambientes mais agressivos (Tabela 2-2).

Ao contrário dos aços inoxidáveis austeníticos, os aços duplex não possuem boa resistência ao amaciamento com a elevação da temperatura, podendo chegar a uma resistência mecânica menor dos que os aços austeníticos, dependendo da temperatura a que estiverem submetidos.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Caracterização dos aços utilizados

O estudo foi feito em chapas aço inoxidável austenítico UNS S31603 e superduplex UNS S32750 de 6 mm de espessura. Esses aços foram escolhidos por serem aços utilizados na indústria petroquímica. A espessura foi escolhida devido à disponibilidade do material nessa espessura no laboratório, pela ferramenta de SAPNC para aço inoxidável existente ser adequada para espessura de 6 mm e por haver mais dados na literatura para chapas em espessuras similares.

Para fins de simplificação e para melhor entendimento do texto, será utilizada a expressão “aço austenítico” para referenciar o aço inoxidável austenítico UNS S31603 e “aço duplex” para referenciar o aço inoxidável superduplex UNS S32750.

A composição química dos aços é mostrada na Tabela 3-1. Segundo o fornecedor, o aço austenítico foi obtido pelo processo de laminação, seguido por um processo de solubilização a 1040°C e recozimento. Já as chapas do aço duplex foram obtidas por laminação à quente. As chapas de ambos os materiais foram cortadas de forma que o sentido de laminação das chapas fosse perpendicular à direção de soldagem. A microestrutura do aço austenítico é mostrada na Figura 3-1 e a do duplex, na Figura 3-2.

Tabela 3-1 – 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) Aço inoxidável austenítico equivalente ao AISI/ABNT 316L. Composição fornecida pela Villares Metals[®].

(2) Aço inoxidável superduplex equivalente ao SAF 2507. Composição química fornecida pela Outokumpu[®].

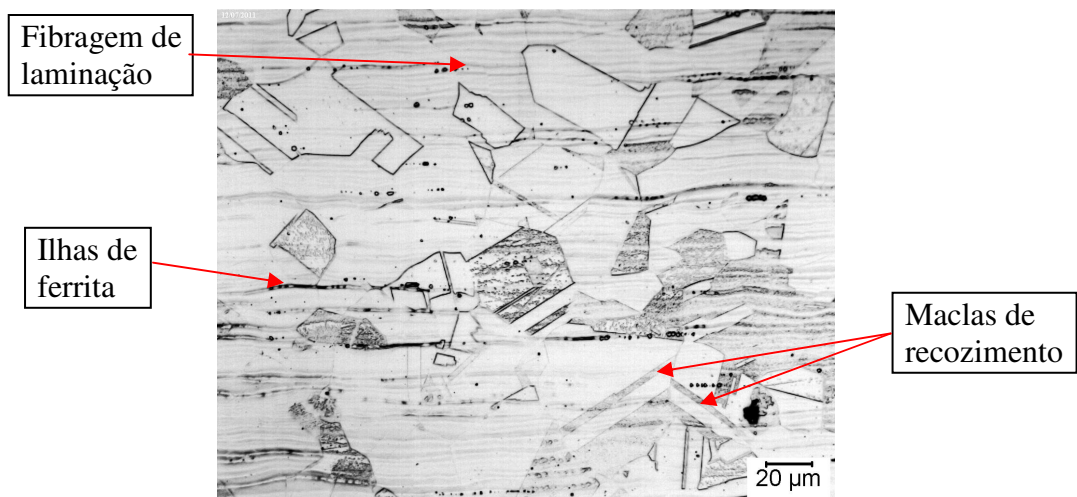


Figura 3-1: Micrografia óptica do aço inoxidável austenítico, como recebido, utilizado no presente trabalho. O aço foi atacado com ataque eletrolítico usando ácido oxálico, 10 V, por 10 segundos, revelando o escoamento de laminação do material, as maclas de recozimento e algumas ilhas alongadas de ferrita.

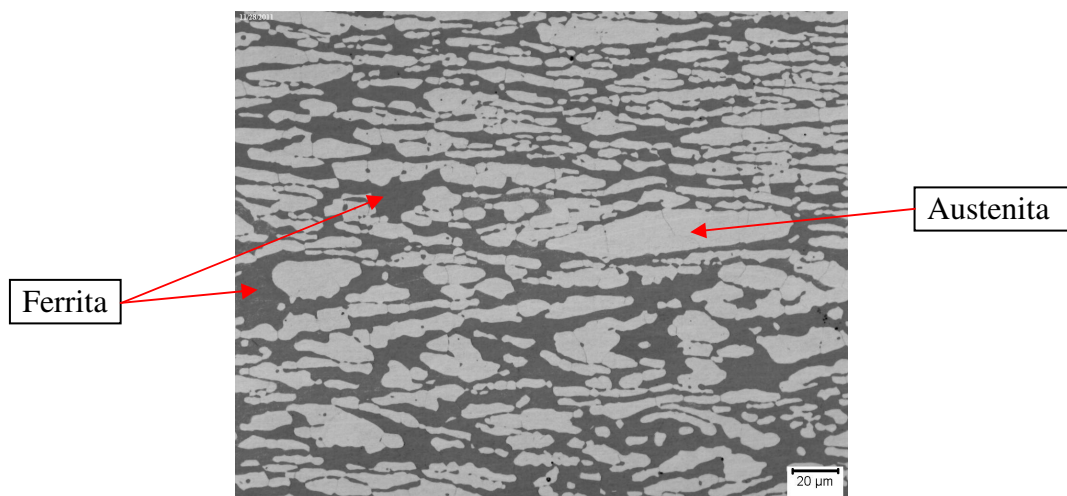


Figura 3-2: Micrografia óptica do aço inoxidável duplex utilizado no presente trabalho, no qual a matriz de ferrita apresenta tons mais escuros e as ilhas de austenita apresentam os grãos de cor mais claros. Material como recebido, atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos.

Para as soldas foi escolhido posicionar a chapa de aço inoxidável duplex no lado de avanço e a chapa de aço inoxidável austenítico no lado de retrocesso. Isso se deve ao fato de que o lado de avanço gera mais atrito, o que facilita a deformação plástica do duplex, que possui resistência ao escoamento maior que o aço austenítico (Tabela 3-2).

Tabela 3-2 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex UNS S32750 e austenítico UNS S31603 (Senatore, 2007).

Aço	Resistência a Tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
UNS S32750	800-1000	550	25
UNS S31603	515-690	220	40

Ambos os materiais recebidos apresentaram boa ductibilidade como observado pelo ensaio de dobramento mostrado na Figura 3-3. O aço duplex apresentou uma deformação maior na região dobrada enquanto no aço austenítico pouco se notou deformação.

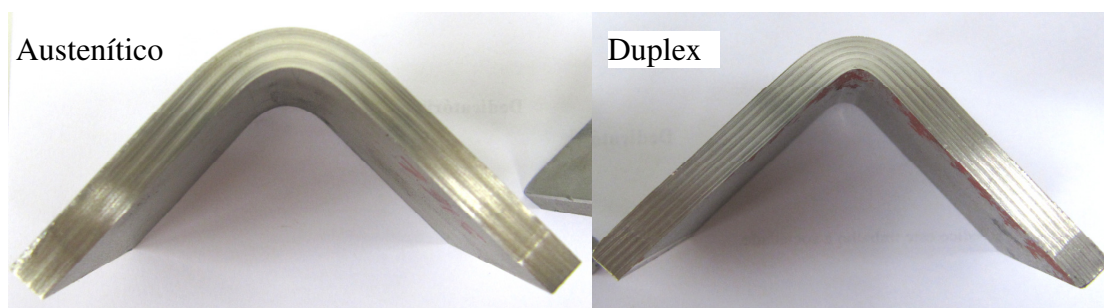


Figura 3-3: Ensaio de dobramento realizado nos aços austenítico e duplex antes de serem soldados. Ambos os aços demonstraram boa ductibilidade.

3.2 Máquina e Ferramenta de SAPNC

3.2.1 Máquina de SAPNC

A máquina utilizada para a soldagem foi a Friction Stir Welding RM-2 da TTI[®] (Transformation Technologies Inc.) (Figura 3-4), própria para esse tipo de processo de soldagem, podendo operar até 70 kN de força axial e torque máximo de 186 N.m. As especificações da máquina são apresentadas na Tabela 3-3.



Figura 3-4: Máquina RM-2 de Friction Stir Welding pertencente ao Laboratório Nacional de Nanotecnologia.

Tabela 3-3 - Especificações Técnicas da Máquina RM-2 de Friction Stir Welding.

Especificações da máquina de Friction Stir Welding	
Eixo X	Alcance: 2000 mm Velocidade: até 3000 mm/min
Eixo Y	Alcance: 260 mm
Eixo Z	Alcance: 500 mm Força: até 70 kN
Rotação	Velocidade: até 3000 RPM
Modos de Controle	• Controle de Posição • Controle de Força • Controle de Posição com Deflexão Compensada
Ângulo de ataque da ferramenta	• 0° a +10°

A máquina tem capacidade de realizar uniões permitindo ao operador regular manualmente os parâmetros durante o processo. A máquina também permite variar os parâmetros de maneira programada ao longo da soldagem, com variação severa ou gradual entre um valor e outro, podendo realizar soldagens com velocidades de rotação distintas em trechos programados, por exemplo.

Além de variar os parâmetros ao longo da soldagem, a máquina permite operar com três tipos de controle: posição, força e posição com deflexão compensada. O controle de posição permite que o operador controle a penetração da ferramenta. O controle de posição com deflexão

compensada é geralmente utilizado em materiais com maior resistência mecânica, como é o caso dos aços inoxidáveis, onde a deflexão da máquina influencia significativamente para uniões com penetração total. Dessa forma, a máquina realiza compensação automática, permitindo que a penetração desejada seja a penetração efetiva da ferramenta no material. Já o controle de força permite que a força axial da ferramenta sobre o material permaneça constante. Isso auxilia no escoamento do material misturado e na estabilidade do processo e da largura do cordão de solda.

Tanto a mesa, em que são fixadas as chapas para a soldagem, quanto o eixo, no qual é acoplada a ferramenta, possuem sistemas de refrigeração controlados para evitar aquecimento excessivo das chapas e da ferramenta. Dessa forma, o material e a ferramenta ficam expostos a ciclos térmicos menos severos, evitando transformações de fase indesejadas, difusão de elementos e degradação da ferramenta.

Uma vez estabelecidos os valores mínimos e máximos de força axial, torque, e penetração da ferramenta na chapa, a máquina abortará se atingir qualquer um desses valores durante o percurso.

As temperaturas da ferramenta são medidas através de termopar acoplado ao sistema e os valores medidos são repassados para um computador acoplado.

3.2.2 Ferramenta de SAPNC

Para realizar as uniões por SAPNC foi utilizada uma ferramenta do compósito de 60% em volume de PCBN (Nitreto Cúbico de Boro Policristalino) e 40% da liga W-Re, composta por 75% em massa de tungstênio e 25% rênio, produzida por sinterização.

O PCBN possui baixo coeficiente de atrito e alta dureza, sendo somente mais baixa do que o diamante. No entanto, o material é frágil e os custos de fabricação encarecem a ferramenta, tornando-se um material pouco viável economicamente para efetuar soldas, dependendo da aplicação. A estrutura é formada por grãos abrasivos de cBN, ligados ao alumínio. O alumínio liga-se ao cBN, formando uma mistura de partículas de AlN e AlB₂. Essa mistura gera um recobrimento estável ao material (Jackson, 2006). Por não ter boa tenacidade, ferramentas feitas somente com AlN e cBN tendem a quebrar com mais facilidade durante a introdução da mesma no material, devido às elevadas forças durante a penetração inicial da ferramenta (Rai, 2011).

Já a matriz metálica de W-Re possui maior tenacidade do que o AlN e cBN. No entanto, a resistência ao desgaste é menor. O custo alto do ferramental é devido ao preço do Re, no entanto possui melhor usinabilidade do que o PCBN.

A combinação de liga e composto confere à ferramenta uma tenacidade maior do que às feitas somente de AlN e cBN e uma resistência mecânica maior do que as produzidas com somente W-Re, no entanto, não possui estabilidade química e dureza às temperaturas tão altas como a de AlN e cBN e são mais difíceis e caras de confeccionar do que as de W-Re.

A ferramenta de PCBN-WRe utilizada apresentava 5,7 mm de altura do pino, sendo a geometria do pino cônica truncada, e ombro convexo, podendo chegar a até 25 mm de diâmetro efetivo, dependendo da profundidade de penetração da ferramenta no material. Essa ferramenta utilizada para realizar as juntas soldadas por SAPNC foi fabricada pela MegaStir®. A temperatura máxima recomendada de operação da ferramenta é de 800 °C.

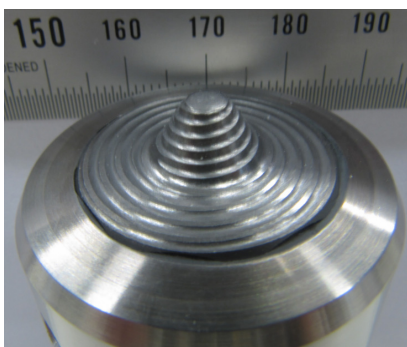


Figura 3-5: Ferramenta de PCBN-WRe com pino cônico de 5,7 mm de altura e ombro convexo.

3.3 Definição dos parâmetros iniciais de soldagem

Os primeiros parâmetros definidos para o processo foram a velocidade de avanço da ferramenta, a velocidade de rotação, a penetração inicial e o ângulo de inclinação da ferramenta. Normalmente as primeiras juntas soldadas são realizadas no centro das chapas, com controle de posição (ou seja, o operador pode regular a penetração do pino e ombro na junta soldada), até encontrar os parâmetros adequados. Nessas juntas são analisadas, nas melhores regiões, as forças registradas, principalmente a força axial, que será fixada (usada como parâmetro) nas juntas seguintes, fazendo então o controle de força (a penetração do pino é regulada pela máquina

conforme a força axial). Se a união com controle de posição apresentar boas características, serão feitas uniões com controle de força axial. Caso contrário, serão feitos novos ensaios com controle de posição até encontrar a força axial adequada. As junções com melhor resultado (melhor aparência, ausência de defeitos superficiais) são então cortadas, lixadas, polidas e atacadas com o intuito de se observar a microestrutura, a microdureza, e verificar se houve preenchimento total e presença de defeitos internos como cavidades, por exemplo.

Os parâmetros de soldagem encontrados na literatura para ambos os materiais são bastante distintos. Santos (2011) registrou uniões em duplex S32750 em chapa de 6 mm de espessura para velocidade de rotação de 200 rpm, velocidade de avanço de 100 mm/min com controle de força axial de 40kN. Porém Sato (2005) conseguiu, com o mesmo material, fazer uniões com 450 rpm, 60 mm/min e 3,5° de inclinação da ferramenta em uma chapa de 4 mm de espessura. Já para o aço S31603 e 304, Okamoto (2003) e Park (2003) utilizaram chapas de 6 mm de espessura, com parâmetros de 550 rpm, 80 mm/min, um ângulo de 3,5°, porém sem informar se houve controle por força em Z.

Sato (2005), Park (2003) e Okamoto (2003) utilizaram ferramentas de PCBN. No entanto, Santos (2011) realizou as uniões por SAPNC sem inclinação, uma vez que a ferramenta utilizada foi diferente da dos outros autores (PCBN-WRe com ombro convexo). Sendo assim o desafio era encontrar um parâmetro intermediário que produzisse boa junta e boa microestrutura em ambos os materiais. Os valores e parâmetros encontrados na literatura estão dispostos na Tabela 3-4.

Tabela 3-4 - 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	Espessura (mm)	Vel. Rot. (rpm)	Vel. Avanço (mm/min)	Controle	Material da Ferramenta	Ângulo de ataque (*)	Autor
304 / S31603	6,0	550	80	-	PCBN	3,5°	Park et. al. e Okamoto et. al. (2003)
304L	6,4	450	120	-	PCBN	3,5°	Sato et. al. (2005)
S32750	4,0	450	60	-	PCBN	3,5°	Sato et. al. (2005)
S32750	6,0	200	100	Força Z (40kN)	PCBN-WRe	0°	Santos T. F. (2011)

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

Neste caso, por serem conhecidos da literatura os parâmetros iniciais, foram feitas diretamente juntas dissimilares. Em vistas de valores distintos de parâmetros encontrados na literatura para soldas em duplex e para soldas em aço austenítico, foi necessário estabelecer um valor intermediário para iniciar os ensaios em juntas dissimilares. Dessa forma, os parâmetros iniciais escolhidos foram próximos aos encontrados por Santos (2011), uma vez que as soldagens foram feitas com a mesma espessura de chapa e o mesmo tipo de ferramenta que o presente trabalho.

3.4 Otimização dos parâmetros de soldagem

As juntas foram realizadas até ser atingida a melhor combinação de parâmetros, baixas temperaturas e forças envolvidas, além de boa aparência e ausência de defeitos internos e externos. A sequência de soldagem e o critério de seleção dos parâmetros encontram-se na Figura 3-6.

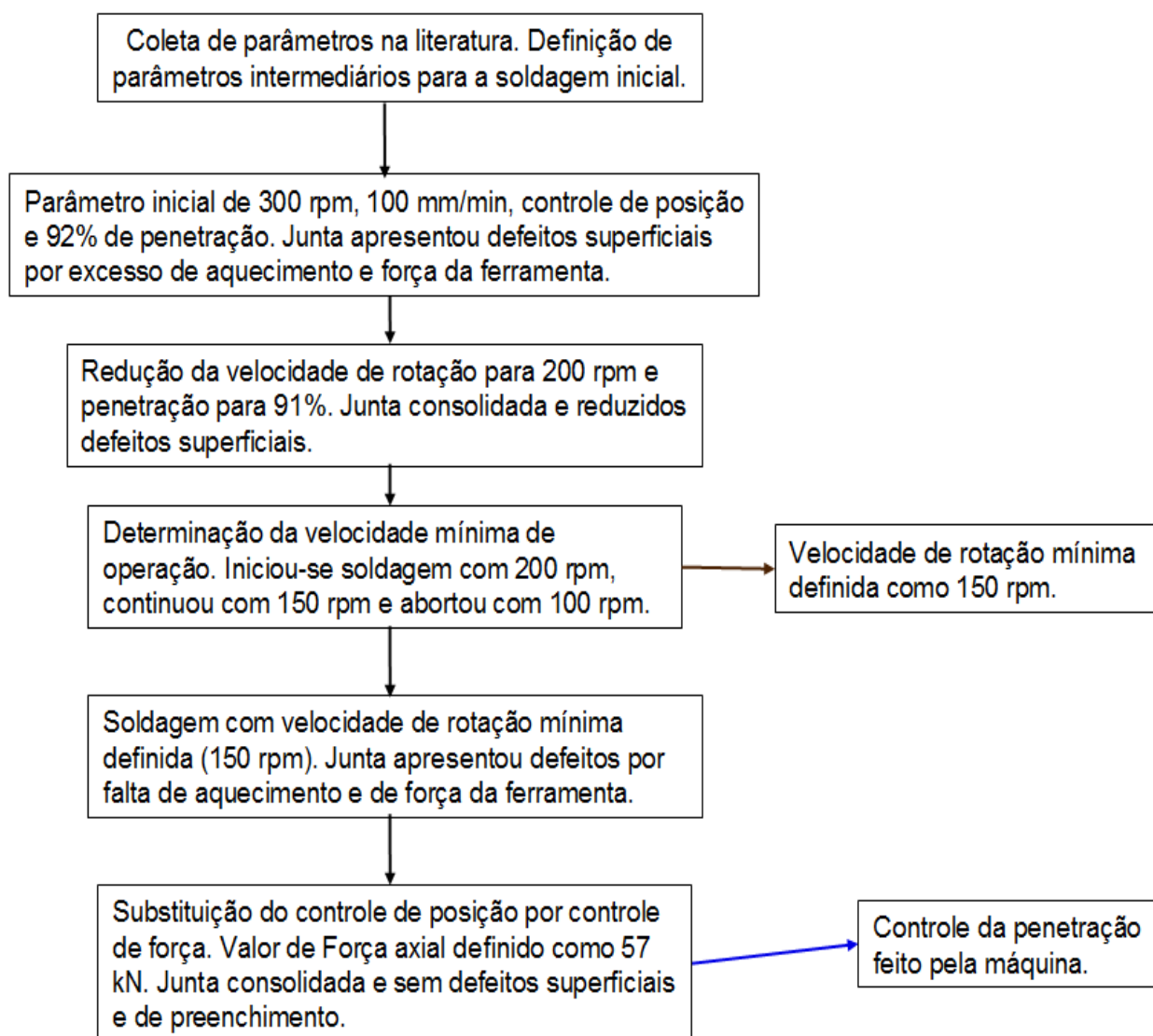


Figura 3-6: Sequência realizada neste trabalho para o desenvolvimento dos parâmetros e critérios de soldagem por SAPNC para união dissimilar de aço inoxidável austenítico e superduplex.

As juntas soldadas foram nomeadas conforme o nº da chapa em que foram executadas e listadas na Tabela 3-5, juntamente com os parâmetros e resultados de força máxima, torque médio e temperatura máxima medidos durante os ensaios, além do aporte térmico calculado a partir desses resultados. Não estão dispostos na tabela a penetração da ferramenta nem as forças máximas alcançadas das juntas abortadas, assim como a temperatura e o aporte térmico das mesmas.

Tabela 3-5 – Parâmetros de soldagem por SAPNC utilizados nos ensaios do presente trabalho.

Nº da junta	Pene- tração Hf/Ec (%)	Vel. Avanço (mm/min)	Vel. de rotação (rpm)	Avanço /rotação (mm/ revolução)	Tipo de controle	Aporte Térmico (kJ/mm)	Torque Max. (N.m)	Força Axial máx. (kN)	Temp. Max. da ferramenta (°C)	Junta Finalizada
1	-	100	300	0,33	Posição	-	-	-	-	não
2	-	100	300	0,33	Posição	-	-	-	-	não
3	-	100	300	0,33	Posição	-	112,3	73,5	-	não
4	92,3	100	300	0,33	Posição	1,81	107,9	59,2	811	sim
5	-	100	200	0,50	Posição	-	-	-	-	não
6	91,2	100	200	0,50	Posição	1,63	150	54	760	sim
7	-	100	200 - 150 - 100	0,5 - 0,66 - 1,00	Posição	-	-	-	-	não
8	91,2	100	200 - 150 - 100	0,5 - 0,66 - 1,00	Posição	1,50 - 1,41 - 1,41	119 - 150 - 225	43,9 - 48,5 - 60,0	750 - 730 - 730	não
9	91,2	100	150	0,66	Posição	1,23	140	47	680	sim
10	90,3	100	150	0,66	Força Z (57 kN)	1,60	180	-	805	sim

Os primeiros parâmetros testados foram velocidade de rotação de 300 rpm e velocidade de avanço de 100 mm/min. Foi utilizado também controle de posição durante a soldagem para determinar a penetração da ferramenta e cordão de solda adequados (largura do cordão estável e em torno de 3 vezes o diâmetro médio do pino) para os parâmetros testados. No entanto, as três primeiras tentativas de se produzir juntas com esses parâmetros apresentaram falha no início da soldagem, ao ser introduzida a ferramenta no material. As falhas apresentadas foram falha de escoamento na superfície e abertura das chapas durante a introdução da ferramenta. Esta última ocorreu por fixação inadequada das chapas à mesa da máquina, sendo resolvida com maior pressão dos elementos fixadores. Além dessas falhas, a terceira tentativa (junta 3) ultrapassou a força axial máxima suportada pela máquina. Por esses motivos nenhuma delas foi finalizada, sendo interrompidas no início da soldagem.

Foi feita uma quarta tentativa com os mesmos parâmetros (junta 4), sendo que dessa vez a junta foi finalizada, não apresentando falhas no início. Os valores de torque e força axial estiveram abaixo do limite da máquina, enquanto a temperatura da ferramenta ultrapassou a temperatura recomendada de operação da mesma.

Apesar de não apresentar falhas de escoamento, força axial excessiva nem abertura das chapas, a junta 04 apresentou defeitos superficiais de desgaste adesivo, rebarba, falta de preenchimento e instabilidade do processo. Os defeitos de desgaste adesivo, falta de preenchimento e rebarba são gerados por aquecimento excessivo do material soldado e são característicos de parâmetros considerados quentes. Dessa forma os parâmetros de 300 rpm e 100 mm/min foram considerados parâmetros quentes e por apresentarem defeitos superficiais foram considerados inadequados.

Sendo assim foi necessário definir novos parâmetros para as juntas seguintes, visando diminuir o aquecimento do material. A velocidade de rotação foi escolhida como variável a ser mudada, uma vez que, segundo Mishra (2005), é o parâmetro que mais influencia na geração de calor durante a soldagem. O novo valor de velocidade testado foi 200 rpm, igual à velocidade de rotação mais baixa obtida na literatura, utilizada por Santos (2011). A velocidade de avanço e o tipo de controle foram mantidos.

O primeiro teste realizado com o novo parâmetro (junta 5) não foi finalizado, pois houve aderência do material à ferramenta no início da soldagem, gerando instabilidade na força axial e no torque. Por esse motivo a soldagem foi interrompida. No entanto, a segunda tentativa com o mesmo parâmetro (junta 6) não apresentou o mesmo problema que a junta 5. Os valores de força axial e temperatura da ferramenta foram mais baixos do que a realizada com 300 rpm de velocidade. No entanto, o torque foi maior do que da junta 4.

A junta 6 apresentou somente baixa quantidade de rebarba no lado de avanço, não sendo observados outros tipos de defeitos superficiais. Por esse motivo, a velocidade de rotação de 200 rpm juntamente com a velocidade de avanço de 100 mm/min foram considerados parâmetros de soldagem adequados.

Com o intuito de verificar qual a velocidade de rotação mínima com que poderíamos operar gerando junta consolidada com bom acabamento, sem o aparecimento de defeitos superficiais, foram realizadas novas juntas, variando a velocidade de rotação. Para isso, executou-se um solda em que variou-se a velocidade de rotação em 200-150-100 rpm em três trechos diferentes. A velocidade de rotação permaneceria constante por um determinado trecho e depois seria reduzida gradualmente até atingir a velocidade determinada, onde novamente permaneceria constante durante a soldagem do outro trecho determinado. A variação gradual proporciona uma maior

segurança para a ferramenta, evitando que esta frature por variação brusca de esforços, uma vez que ela possui limitada tenacidade.

O intuito de fazer uma soldagem variando a velocidade de rotação ao longo do percurso era facilitar a verificação e comparação de como variava a qualidade da junta com a diminuição da velocidade entre os trechos de velocidades diferentes. Os valores de aporte térmico, temperatura, força axial e torque mostrados na Tabela 3-5 foram os registrados durante a soldagem com velocidade constante de cada trecho, na ordem de soldagem.

As soldagens a 200 e a 150 rpm apresentaram boas características (estabilidade do processo de solda, ausência de defeitos superficiais), além de ausência de falhas no início da soldagem. Porém, à medida que foi sendo executada a solda, o torque foi aumentando, até que a 100 rpm atingiu o valor máximo suportado pela máquina. Por esse motivo o processo foi abortado, não sendo possível concluir a soldagem.

Como foi atingido o torque máximo a 100 rpm, a velocidade mínima segura foi determinada como sendo 150 rpm. Uma vez que essa velocidade foi determinada como sendo a mínima, foi feita a última soldagem com o parâmetro mais frio determinado, sem variar a velocidade de avanço ou o tipo de controle.

A primeira junta feita a 150 rpm obteve um dos menores valores de torque e os menores valores de força axial e temperatura da ferramenta registrados. No entanto, na junta 09 foi observada a falta de preenchimento interno, que, segundo Mishra (2007), Kumar (2007) e Abergast (2008), é formada devido à falta de aquecimento do material e de pressão por parte da ferramenta. Isso indica que a velocidade de rotação de 150 rpm, juntamente com a velocidade de avanço de 100 mm/min, pode ser considerada como parâmetro frio.

Com a finalidade de verificar se, controlando a pressão da ferramenta, desaparecia o defeito de preenchimento interno, foi realizada uma união com controle de força axial ao invés de controle de posição. O valor de força axial escolhido para a nova solda foi 57 kN, baseado na força axial máxima registrada na junta 9.

O resultado dessa mudança foi positivo, uma vez que não foi observada a falta de preenchimento interno, além de defeitos superficiais. No entanto, a temperatura da ferramenta e o torque foram extremamente elevados, chegando próximos ao limite suportado pela ferramenta e pela máquina, respectivamente. Tal comportamento não era esperado, uma vez que as velocidades não foram alteradas em relação à junta 9. As causas precisam ser motivo de estudo.

Sendo assim, das soldas realizadas, quatro foram consolidadas. Dessas quatro, duas apresentaram menor quantidade de defeitos superficiais: a junta 6, realizada a 100 mm/min, 200 rpm, 1,63 kJ/mm e controle de posição; e a junta 10, realizada com 100 mm/min, 150 rpm, 1,60 kJ/mm e controle de força. Os resultados e discussões do presente trabalho são baseados nas análises dessas duas juntas (6 e 10).

3.5 Defeitos superficiais das juntas soldadas

Além dos parâmetros, temperaturas e forças e torques envolvidos, foram analisados os defeitos superficiais formados. Foram fotografados e listados os tipos de falhas apresentados nas soldas e comparados com os defeitos mais comuns encontrados na literatura, dispostos na Tabela 2-1.

As juntas 1, 2 e 3 apresentaram defeito de falha de escoamento superficial, devido a aderência do material à ferramenta e, conseqüentemente, redução do atrito e geração de abrasão entre o material aderido e o que permanecia nas chapas (Figura 3-7a). Possivelmente isso pode ter influenciado na instabilidade das forças axiais e escoamento do material na superfície e provocado a interrupção da união dessas juntas. Outros defeitos comuns encontrados nas juntas foram falta de preenchimento interno (Figura 3-7b), rebarba e falha de preenchimento na superfície (Figura 3-7c e Figura 3-8a).

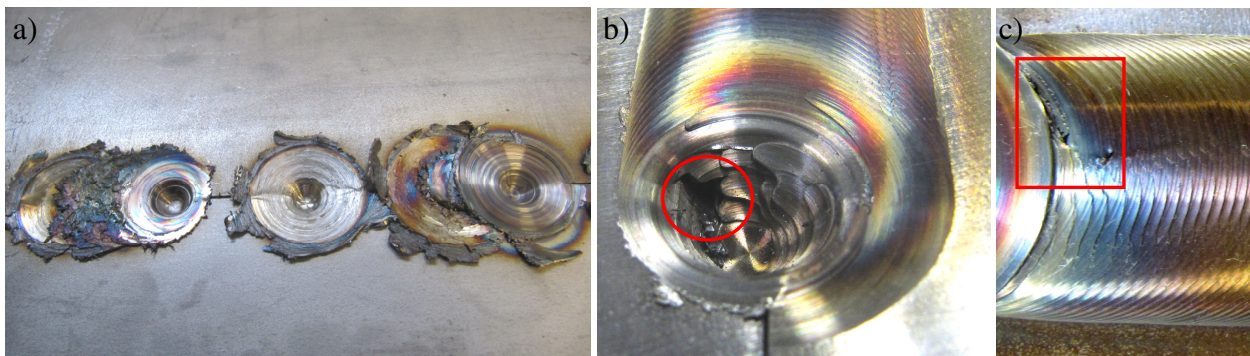


Figura 3-7: Defeitos decorrentes nas juntas soldadas durante o desenvolvimento dos parâmetros ótimos para o processo. a) Desgaste adesivo e falha superficial durante a introdução da ferramenta e início do avanço da ferramenta nas juntas 1, 2 e 3, soldadas a 300 rpm e 100 mm/min. Essas três juntas foram abortadas por apresentarem um aspecto de soldagem e cordão de solda não-uniforme e forças verticais excessivamente baixas ou altas. b) Ausência de material no fim da junta soldada, indicando a presença de cavidade interna ou falta de preenchimento interno naquela região. Defeito produzido na junta 9, a 150 rpm e 100 mm/min. c) Falha de escoamento do material, gerando o início da falha de preenchimento da superfície. Defeito produzido na junta 8, à 100 rpm e 100 mm/min.

Apesar da maioria das juntas apresentarem falhas durante a introdução e saída da ferramenta, muitas dessas falhas não foram consideradas no critério de seleção dos parâmetros ótimos de soldagem uma vez que nas aplicações comerciais geralmente são descartados o início e o fim da junta soldada por SAPNC. Dessa forma, os defeitos encontrados nas juntas 4 (Figura 3-8a), 6, 8, 9 e 10 (Figura 3-8b) na introdução e saída não foram considerados relevantes, uma vez que não produziram efeito significativo na região do avanço da ferramenta.

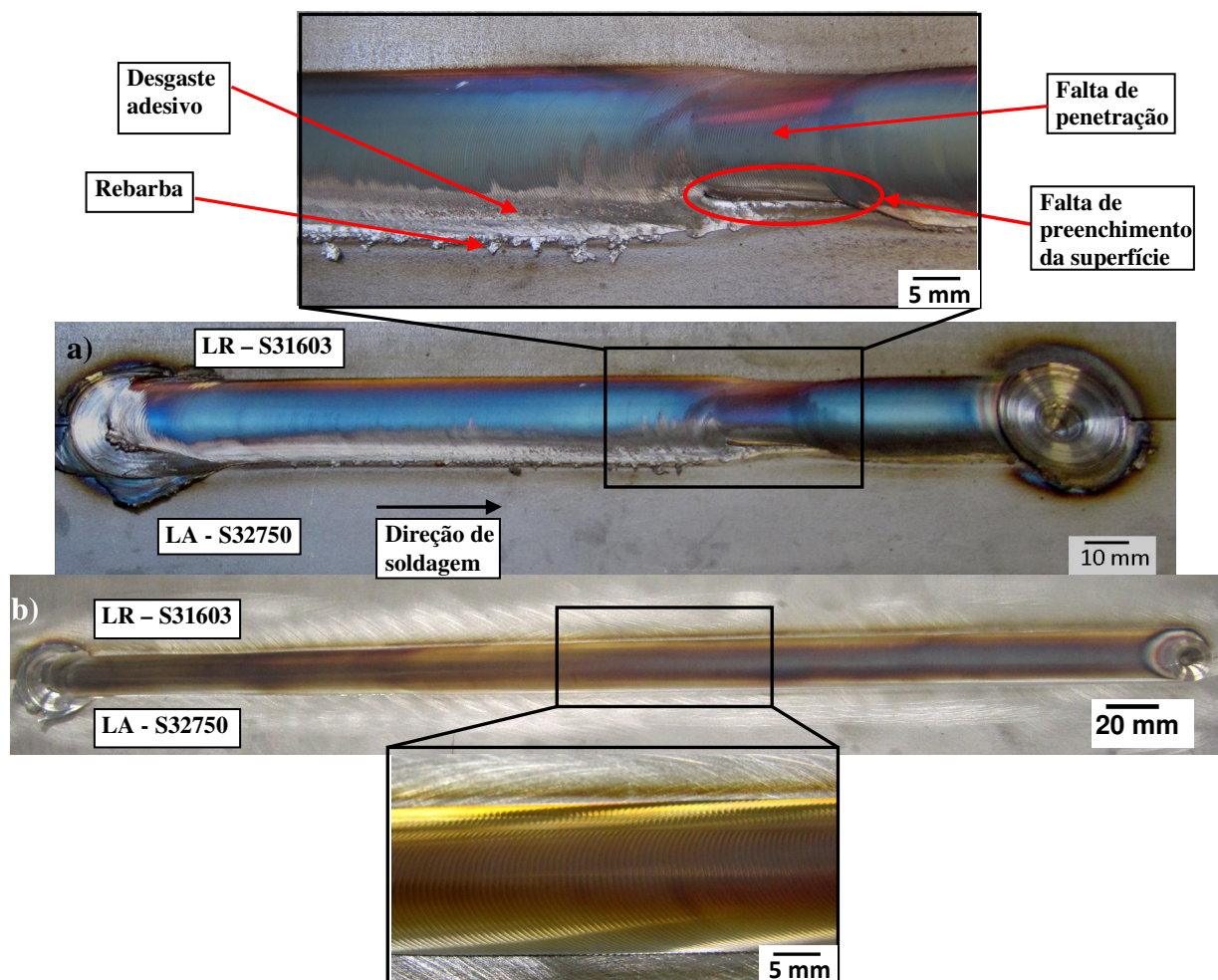


Figura 3-8: Comparação de juntas com e sem defeitos superficiais. a) Junta 4, soldada com 300 rpm e 100 mm/min em controle de posição. A região de cordão mais estreito apresenta falta de penetração por parte da ferramenta e início de cavidade interna, representando um tipo de defeito externo. Há uma pequena quantidade de rebarba e rugosidade no lado de avanço (região em detalhe). b) Junta 10, soldada com controle de força axial em 57 kN, sem defeitos superficiais ou rebarbas.

As falhas e defeitos listados estão dispostos na Tabela 3-6, conforme a ocorrência em cada solda. As juntas 1, 2, 3, 5 e 7 foram abortadas durante a introdução da ferramenta no material, com exceção a 8, que abortou no meio do percurso.

Tabela 3-6- Uniões realizadas por SAPNC e suas respectivas falhas.

Nº da Junta/ Falha	Características e Falhas											
	rebarba		aderência da raiz no suporte		desgaste adesivo superficial		falha superficial		Instabilidade do processo		Falta de preenchimento	
	sim	não	sim	não	sim	não	introdução ¹	saída ²	sim	não	sim	não
1	X			X	X		X			X		X
2	X			X	X		X			X		X
3	X			X	X		X			X		X
4	X			X	X		X	X	X		X	
5	X			X		X				X		X
6	X			X		X		X		X		X
7		X		X		X	X			X		X
8		X		X		X		X		X		X
9		X		X		X		X		X	X	
10		X		X		X	X			X		X

(1) falha superficial no início da solda (falta de penetração do pino e do ombro ou com penetração excessiva);

(2) falha superficial no fim da solda (regiões com falta de preenchimento do metal deformado);

Na Tabela 3-6 é possível observar que em nenhuma das juntas feitas houve o aparecimento de aderência da raiz da junta na chapa de suporte, indicando que não houve temperatura e força axial excessiva durante os ensaios realizados ao ponto de provocar esse defeito. O defeito mais comum encontrado foi a rebarba, presente principalmente nas juntas abortadas. A segunda falha mais decorrente foi o desgaste adesivo, presente nos primeiros ensaios, todos realizadas a uma velocidade de rotação de 300 rpm, onde houve aquecimento excessivo do material.

Pode-se notar na Tabela 3-6 que a junta 4 (300 rpm) apresentou todos os defeitos superficiais observados durante os ensaios, sendo que os defeitos de desgaste adesivo e rebarba foram gerados por causa do parâmetro quente, como pode ser confirmado pelo aporte térmico (1,81 kJ/mm). Devido à presença de instabilidade do cordão de solda, nas regiões em que a ferramenta penetrou excessivamente houve o aparecimento de rebarba, enquanto nas regiões em que a ferramenta penetrou pouco surgiu falta de preenchimento superficial (Figura 3-8a). No entanto, para aportes térmicos menores, esses defeitos quase não foram observados. Isso confirma com os critérios apresentados na literatura, sendo que a junta com aporte térmico maior apresentou mais defeitos e à medida que o aporte térmico diminuía, (diminuindo a velocidade de rotação e mantendo a velocidade de avanço), esses defeitos foram desaparecendo.

A junta 9 (150 rpm) apresentou pouca penetração da ferramenta, aparentando ter ocorrido somente a soldagem pelo pino na região próxima à saída da ferramenta conforme visto na Figura 3-7b. Isso auxiliou na geração da cavidade interna (região marcada na Figura 3-7b). Apesar disso, não apresentou outros tipos de defeitos superficiais (desgaste adesivo, rebarba e falta de preenchimento superficial). Por isso, para aumentar a penetração e manter a estabilidade do cordão de solda foi realizada uma soldagem com os mesmos parâmetros da junta 9 (100 mm/min, 150 rpm) porém com controle de força axial ao invés de controle de penetração. A junta gerada (nº 10) não apresentou defeito de cavidade interna e nenhum outro tipo de defeito superficial, como pode ser visto na Figura 3-8b.

Pela análise baseada nos parâmetros e nos defeitos superficiais das juntas soldadas, foi definido que as juntas que apresentaram melhor resultado foram as 6 e 10 (200 e 150 rpm respectivamente), uma vez que ambas apresentaram parâmetros com menor aporte térmico e ausência de defeitos superficiais (desgaste adesivo e falta de preenchimento superficial), boa largura de cordão de solda, ausência de cavidade interna, sendo que a 6 apresentou baixa quantidade de rebarba enquanto a 10 não apresentou rebarba nenhuma (Figura 3-8b). Por essa razão ambas foram escolhidas para análise metalográfica e a discussão dos resultados.

3.6 Ensaios de Caracterização das juntas soldadas

Os ensaios seguintes foram realizados nas juntas que apresentaram ausência ou quantidade reduzida de defeitos superficiais e bons parâmetros de soldagem, conforme selecionadas nos capítulos anteriores. Dessa forma, os ensaios descritos neste capítulo e os resultados e discussões do presente trabalho são baseados nas análises das juntas 6 e 10.

Após as análises de defeitos superficiais, foram feitos testes de líquidos penetrantes segundo a norma Petrobrás N – 1596/N-2370 a fim de verificar se ambas as juntas apresentaram penetração total. O revelador, limpador de superfície e removedor penetrante e líquido penetrante visível utilizados foram respectivamente o SKD-S2, SKC-S, e SKL-WP da Spotcheck.

Além da análise visual, foram necessárias também verificar a presença de defeitos internos de ambas as juntas, além observar as transformações metalúrgicas e formação novas fases e zonas de solda que surgiram do processo. O objetivo era estudar o comportamento dos aços e a

interação, mistura entre eles e as mudanças de propriedades provocadas pelo processo de soldagem.

Para isso foram obtidas amostras da região central das juntas 6 e 10 e cortadas no sentido transversal da solda para permitir a visualização das zonas de soldagem formadas. Essas amostras foram embutidas em baquelite, lixadas com lixas de granas de 200, 320, 400, 600, 1200, 2000 e polidas em panos com pasta de diamante de 1 μm e atacadas quimicamente, sendo que a 6 foi atacada com solução de ácido nítrico enquanto a 10 foi atacada com solução de ácido oxálico. Isso foi feito com o intuito de revelar diferentes elementos da microestrutura do aço inoxidável austenítico como, por exemplo, fase sigma, maclas e contornos de grão. A junta 6 foi atacada com solução de 40% ácido nítrico e 60% H_2O , a 1,5 V por 60 segundos, próprio para revelar ferrita. O objetivo era obter um melhor contraste entre a ferrita e austenita e identificar as regiões da solda com estrutura duplex (austenita e ferrita) e com estrutura somente austenítica.

A fim de verificar se era possível, além de verificar a presença de fase sigma e carbonetos (ASM, 2005), obter melhor contraste dos contornos de grãos austeníticos, principalmente do aço austenítico da região do LR, a junta 10 foi atacada eletroquimicamente com solução de ácido oxálico em 2V por 2 min, próprio para análise de aços inoxidáveis austeníticos.

Para a obtenção de imagens de ambas as juntas utilizou-se Microscópio Óptico Olympus e um Estereoscópio Trinocular para as análises metalográficas. No estereoscópio foram obtidas as imagens macroscópicas das juntas atacadas e detalhes macroscópicos dos ensaios de dobramento, enquanto o microscópio óptico foi utilizado para obtenção de imagens dos contornos de grãos e interfaces entre zonas de solda.

Um difratômetro com tubo de cobalto ($K\alpha_1$ ($\text{\AA}$): 1,789010), com tensão de 45 kV, corrente de 30 mA e ótica de policapilar com fenda ajustável de 0,5 mm por 0,5 mm foi empregado para identificar as fases presentes no metal de base e detectar o surgimento de novas fases após a soldagem. Foram analisadas amostras retiradas da seção transversal das juntas, a fim de determinar e limitar com mais precisão as zonas de solda a ser analisada, principalmente a interface entre os aços na ZM. As amostras para difração foram lixadas até a lixa de grana 2000.

Foram também realizados ensaios de dobramento de raiz e lateral, segundo a norma AWS B4.0.92 / ASTM E290, a fim de observar a ductibilidade da região soldada e complementar os testes de líquidos penetrantes na verificação de penetração total das juntas. Foram realizados dois tipos de testes de dobramento: de raiz e lateral, conforme a Figura 3-9. O dobramento de raiz foi

realizado para verificar se haveria abertura de raiz provocada pela falta de penetração total de soldagem, enquanto a lateral foi para verificar a possibilidade de abertura de raiz das juntas provocada por defeitos internos. Os parâmetros utilizados para os ensaios foram dobramento a 90°, com raio do cutelo de 12,5 mm e distância entre apoios de 51 mm (Figura 3-10).



Figura 3-9: Desenho esquemático dos três posições mais comuns para ensaio de dobramento de amostras de juntas soldadas (CIMM, 2013).

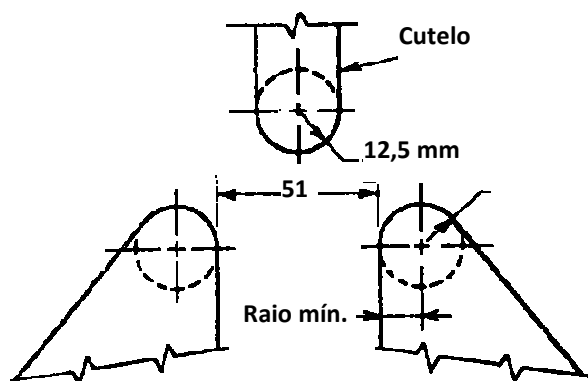


Figura 3-10: Esquema do ensaio de dobramento dirigido utilizado neste trabalho (AWS B4.0, 1992).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Comparação entre os parâmetros obtidos neste trabalho e os disponíveis na literatura

Dos ensaios realizados, foram analisados os parâmetros que resultaram nas melhores juntas soldadas e comparados com os dados obtidos na literatura (Tabela 4-1).

Tabela 4-1– Parâmetros de soldagem por SAPNC obtidos no presente trabalho em comparação com os parâmetros disponíveis na literatura.

Tipo de aço inoxidável	Austenítico / Duplex	Duplex		Austenítico	
Autor	Presente trabalho	Santos (2011)	Sato (2005)	Okamoto (2004), Park (2004)	Sato (2005)
Material	S31603/ S32750	S32750	S32750	304/ S31603	304L
Espessura (mm)	6,0	6,0	4,0	6,0	6,4
Velocidade de Rotação (rpm)	150-200	200	450	550	450
Velocidade de Avanço (mm/min)	100	100	60	80	120
Força Axial (kN)	54 - 57	40	-	-	39

As velocidades de rotação encontradas para as juntas 6 e 10, foram inferiores aos valores encontrados na literatura, tanto para aço austenítico quanto para aço duplex. A velocidade de rotação da junta 10 (150 rpm) foi a menor velocidade registrada. Esses valores encontrados no presente trabalho são distantes dos utilizados por Okamoto (2004), Park (2004) e Sato (2005), apresentando uma diferença mínima de 250 rpm para ambos os aços. Além disso, as juntas realizadas com velocidade de rotação 300 rpm não apresentaram bons resultados, como foi observado no item 3.4 e 3.5 do presente trabalho. Entretanto deve-se observar que no presente trabalho a soldagem foi realizada junta dissimilar entre aço austenítico e duplex, enquanto os outros autores utilizaram somente um tipo de aço.

A velocidade de avanço utilizada no presente trabalho foi intermediária aos valores encontrados na literatura para os aços austeníticos. Em relação às forças axiais, os valores indicados por Santos (2011) em aço duplex e Sato (2005) em aço austenítico foram semelhantes aos obtidos neste trabalho.

Uma das formas de comparar a influência dos parâmetros como um todo na junta soldada é através do aporte térmico, uma vez que este relaciona o torque gerado com as velocidades de rotação e de avanço. No entanto, não foram encontrados os valores de aporte térmico na literatura, com exceção as reportadas por Santos (2011) para juntas de S32750 (1,38 KJ/mm). Esse valor é menor do que o obtido nas juntas 6 e 10 (1,63 e 1,60 KJ/mm, respectivamente) (Tabela 3-5). O torque também não foi reportado pelos autores citados, o que impossibilitou o cálculo do aporte. Por esse motivo não foi possível verificar quais parâmetros foram os mais quentes ou frios entre os encontrados neste trabalho e os registrados na literatura.

Os parâmetros obtidos neste projeto foram mais próximos dos parâmetros obtidos por Santos (2011) para aço duplex.

4.2 Análise metalográfica

4.2.1 Análise metalográfica da junta 6

Na Figura 4-1 da junta 6, distinguem-se claramente as regiões da ZM e ZTMA. No entanto, não foi possível diferenciar a região da ZTA e do MB.

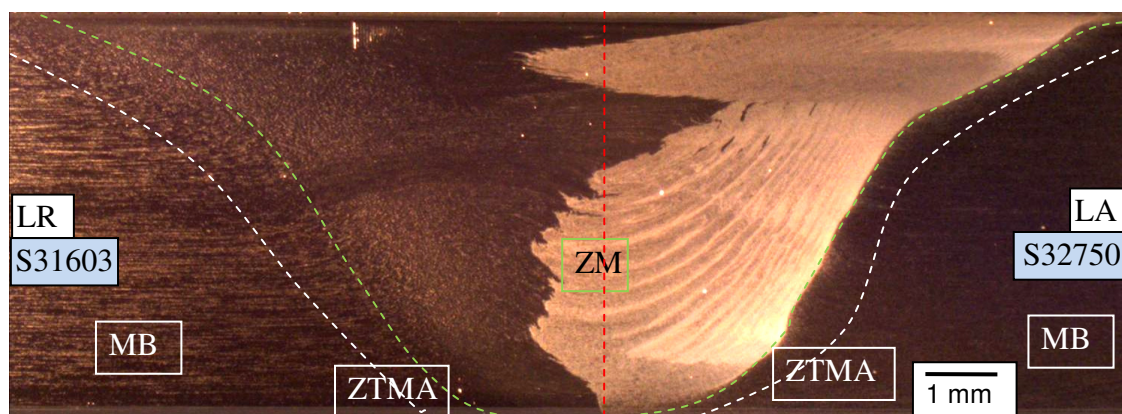


Figura 4-1: Macrografia da junta 6, com as zonas de solda indicadas. O aço austenítico foi posicionado no lado do retrocesso (LR) e aço duplex no lado de avanço (LA). Nota-se uma interface bem definida na Zona Misturada (ZM) entre a parte que possui microestrutura duplex (região mais clara) e a que possui microestrutura totalmente austenítica (região mais escura), além de ausência de defeitos gerados por falta de preenchimento. Ataque eletrolítico usando solução de 40% de ácido nítrico em água, a 1,5 V por 60 segundos. A linha tracejada ao centro indica o centro da junta soldada.

Duas regiões se destacam na macrografia:

a) A interface entre os aços austenítico e duplex: é bem definida na ZM entre a parte que possui microestrutura duplex (região mais clara) e a que possui microestrutura totalmente austenítica (região mais escura), o que mostra que não houve mistura dos aços a ponto de gerar uma zona misturada uniforme. Pouco material duplex passou para o lado de retrocesso em relação à linha de centro da junta, assim como o aço austenítico para o lado de avanço.

b) As linhas de fluxo: os vórtices de deformação aparecem mais claramente no lado de avanço, na região do aço duplex, sendo que no lado de retrocesso (região do aço austenítico), com exceção da região da interface, não se percebe traços das linhas de fluxo. No entanto, o fato de não aparecer na macrografia não significa que não existam linhas de fluxo no lado de retrocesso.

Foram registradas imagens ampliadas de varias regiões da junta (Figura 4-3), a fim de se analisar melhor os mecanismos de deformação e recuperação/recristalização e modificações na microestrutura dos materiais envolvidos. As regiões analisadas foram: metal de base do LR (aço S31603) (Figura 4-3a); ZTMA do LR (Figura 4-3b); interface entre a ZTMA e a ZM do LR (Figura 4-3c); ZM do LR (Figura 4-3d); interface na ZM entre os dois aços unidos (Figura 4-3e); o perfil das linhas de fluxo do LA (Figura 4-3h), localizadas na parte superior (Figura 4-3e), central (Figura 4-3i) e próximo à raiz da junta soldada; interface entre a ZM e a ZTMA do LA (Figura 4-3j); ZTMA do LA próximo à ZM (Figura 4-3l) e mais afastado da ZM (Figura 4-3m); metal de base do LA (aço S32750) (Figura 4-3g).

Avaliando primeiramente o metal de base de ambos os aços para fins de comparação, a macrografia da Figura 4-3 parece indicar somente a presença da fase austenita no lado de retrocesso e das fases austenita e ferrita no lado de avanço. Entretanto, vemos na Figura 4-3a que o aço austenítico apresentou grãos equiaxiais de austenita (grãos claros). Nesses grãos equiaxiais quase não se nota a presença das maclas de recozimento, decorrentes do tratamento térmico a que o aço foi submetido durante a fabricação. No entanto, sabe-se da existência dessas maclas de recozimento através da micrografia da Figura 2-13 proveniente do mesmo metal de base utilizado no presente trabalho.

Além dos grãos austeníticos, há também ilhas alongadas de ferrita (grãos escuros) provenientes da deformação provocada pelo processo de fabricação da chapa. Essas ilhas são mais concentradas no centro da chapa, o que explica a região mais escura no centro da chapa, na macrografia da Figura 4-3. Já a microestrutura do aço duplex (Figura 4-3g) era composta de uma matriz ferrítica de grãos alongados com ilhas de austenita. A porcentagem de ferrita de ambos os aços foi medida pelo ferritoscópio FMP30 e revelou 0,40% de ferrita no aço austenítico e 43,5% para o aço duplex. A proporção de ambas as fases no aço duplex foi próxima a 50%, sendo calculada pelo programa *Image J*® como sendo de, aproximadamente, 47% de austenita, próxima do valor medido pelo ferritoscópio. Já o aço austenítico, a porcentagem de ferrita encontrada foi de, aproximadamente, 1,5%, maior do que o registrado no ferritoscópio.

Em ambos os aços não foi possível ainda distinguir a ZTA do MB, uma vez que o material não apresentava características diferentes, como aumento do tamanho de grão ou formação de novas fases.

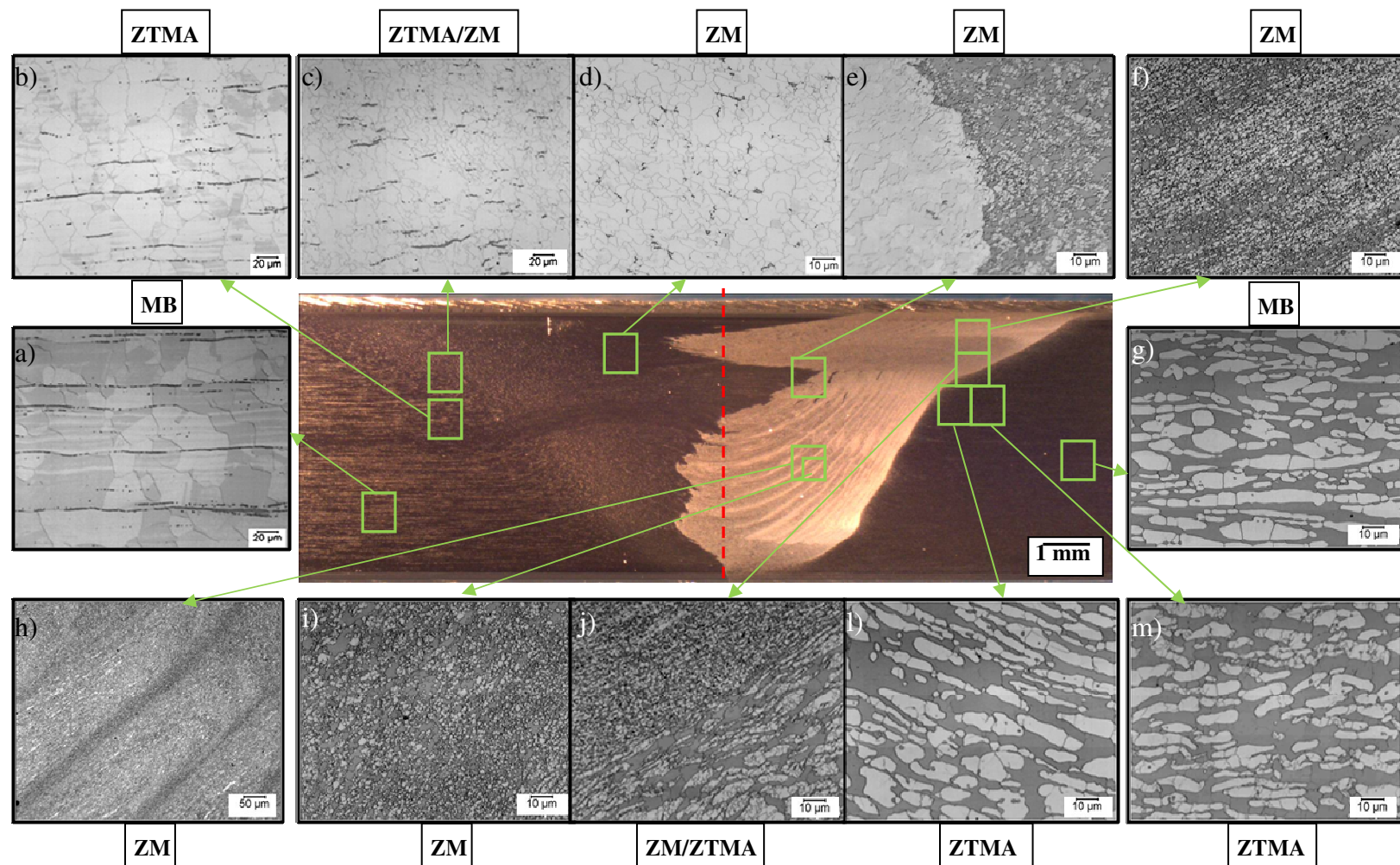


Figura 4-2: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) Metal base do aço austenítico. b) ZTMA do LR. c) Interface da ZTMA e da ZM do LR. d) ZM do LR. e) Interface entre a ZM do aço austenítico e a ZM do aço duplex. f) Linha de fluxo da parte superior da ZM do duplex. g) MB do LA. h) Região da linha de fluxo do LA. i) Região ampliada da linha de fluxo na região central da ZM do LA. j) Interface entre a ZM e a ZTMA do LA. l) ZTMA do LA. m) ZTMA do aço duplex, mais afastado da ZM. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos. A linha tracejada indica o centro da junta soldada.

Na Figura 4-3a os contornos de grão austeníticos da ZTMA do LR, na parte mais distante da ZM, apresentaram uma morfologia diferente da região do metal de base, apresentando grãos mais alongados e deformados em relação ao sentido de laminação da chapa, com estrutura serrilhada ao invés da poligonal. Parte desse serrilhamento é devido à deformação ao qual o material foi submetido, a outra parte é devido ao início da recristalização descontínua dos grãos austeníticos, como é possível ver indicado na Figura 4-4. As ilhas de ferrita também se encontram deformadas no sentido de deformação da região, no entanto, continuam alongadas e sem a nucleação de novos grãos.

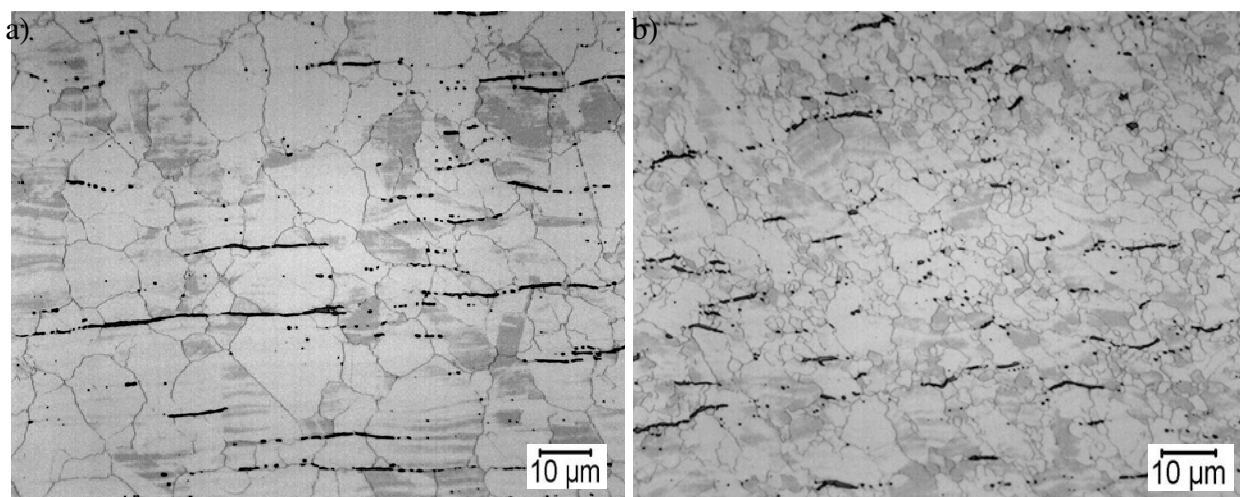


Figura 4-3: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) ZTMA do LR. b) Interface da ZTMA e da ZM do LR. Ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos.

À medida que a ZTMA vai se distanciando do MB (Figura 4-3b), os grãos de austenita ainda apresentam serrilhamento dos contornos de grão, porém, os grãos nucleados já são maiores. As ilhas de ferrita começam a aparecer interrompidas e um pouco dispersas na matriz, apesar de continuarem seguindo o escoamento do material. Novamente as maclas de recozimento não foram notadas nessa região.

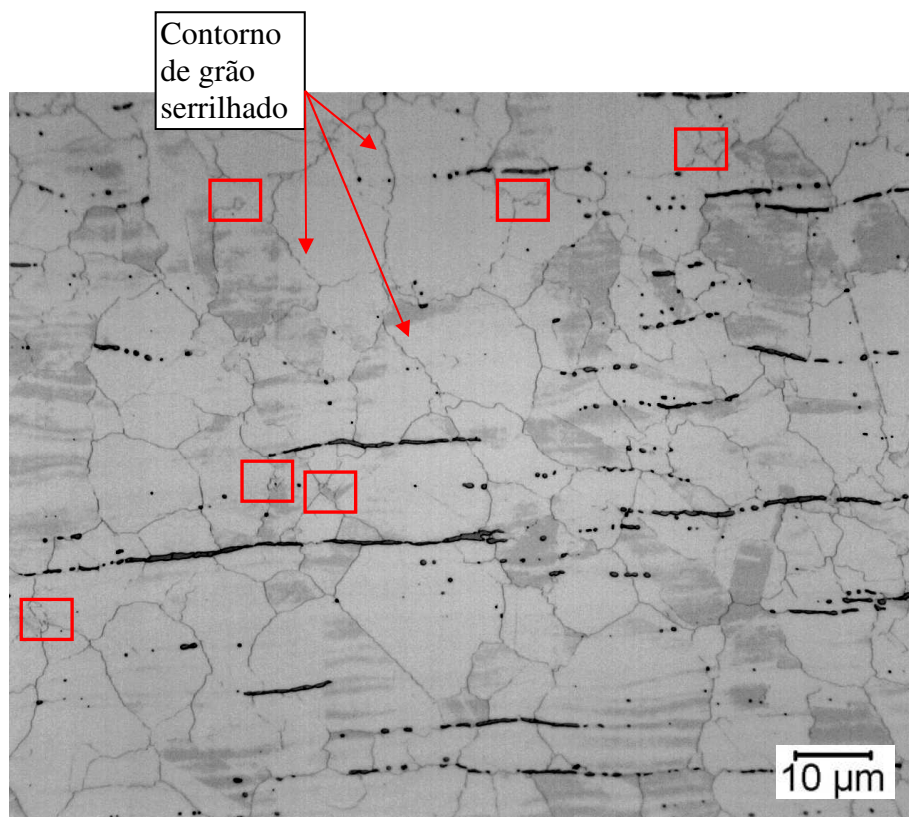


Figura 4-4: Imagem ampliada da Figura 4-3a, indicando alguns grãos pequenos nos contornos de grão e pontos triplos, revelados pelo ataque químico na junta 6.

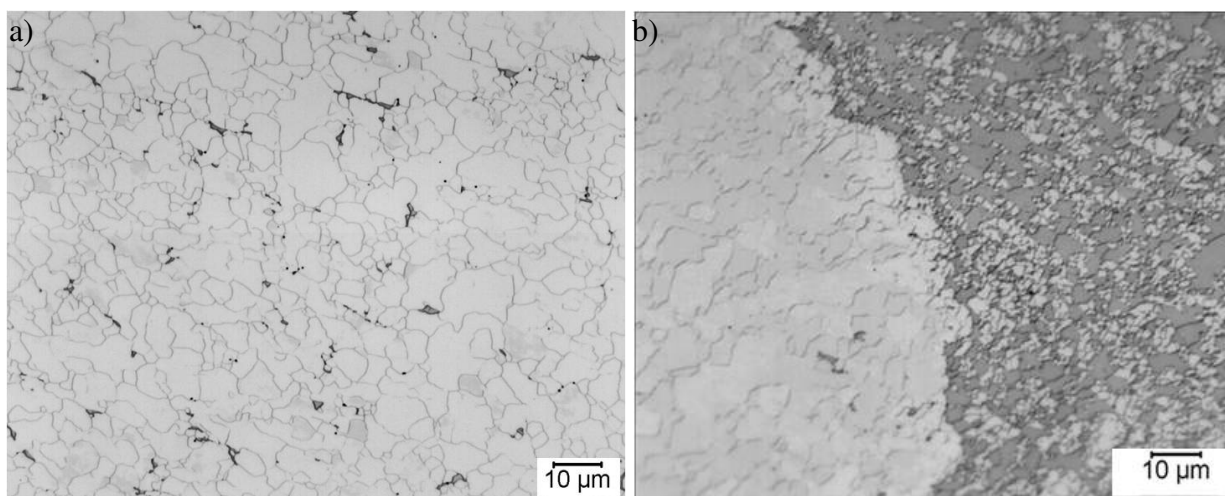


Figura 4-5: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) ZM do LR. b) Interface entre o ZM do aço austenítico e o ZM do aço duplex. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos.

Na ZM observa-se três importantes regiões:

a) Lado de retrocesso ou região austenítica: essas ilhas de ferrita provenientes do aço inoxidável austenítico não se dissolveram na ZM do lado de retrocesso. Pelo contrário, permaneceram, porém apareceram quebradas, deformadas e dispersas entre os grãos de austenita, muitas vezes seguindo o escoamento 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 4-2d). 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 4-2e. Presume-se que houve dissolução das ilhas na matriz austenítica provocada pela temperatura.

b) Interface do aço austenítico e do aço duplex na ZM (Figura 4-2e): na interface da ZM, os grãos austeníticos (mais claros) do austenítico não se misturaram com a região com microestrutura duplex. Isso se deve ao comportamento viscoplástico diferenciado dos materiais na temperatura do processo. Também não houve região basicamente ferrítica nem o aparecimento de precipitados ou óxidos na interface. No entanto, nota-se que os grãos de ferrita eram maiores do que os de austenita na região duplex.

c) Lado de Avanço ou região Duplex: na região da Zona Misturada do lado de avanço, a microestrutura foi similar à do metal de base do aço duplex (Figura 4-2e) com exceção dos grãos mais refinados, sendo os grãos ferríticos maiores do que os grãos austeníticos. 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.

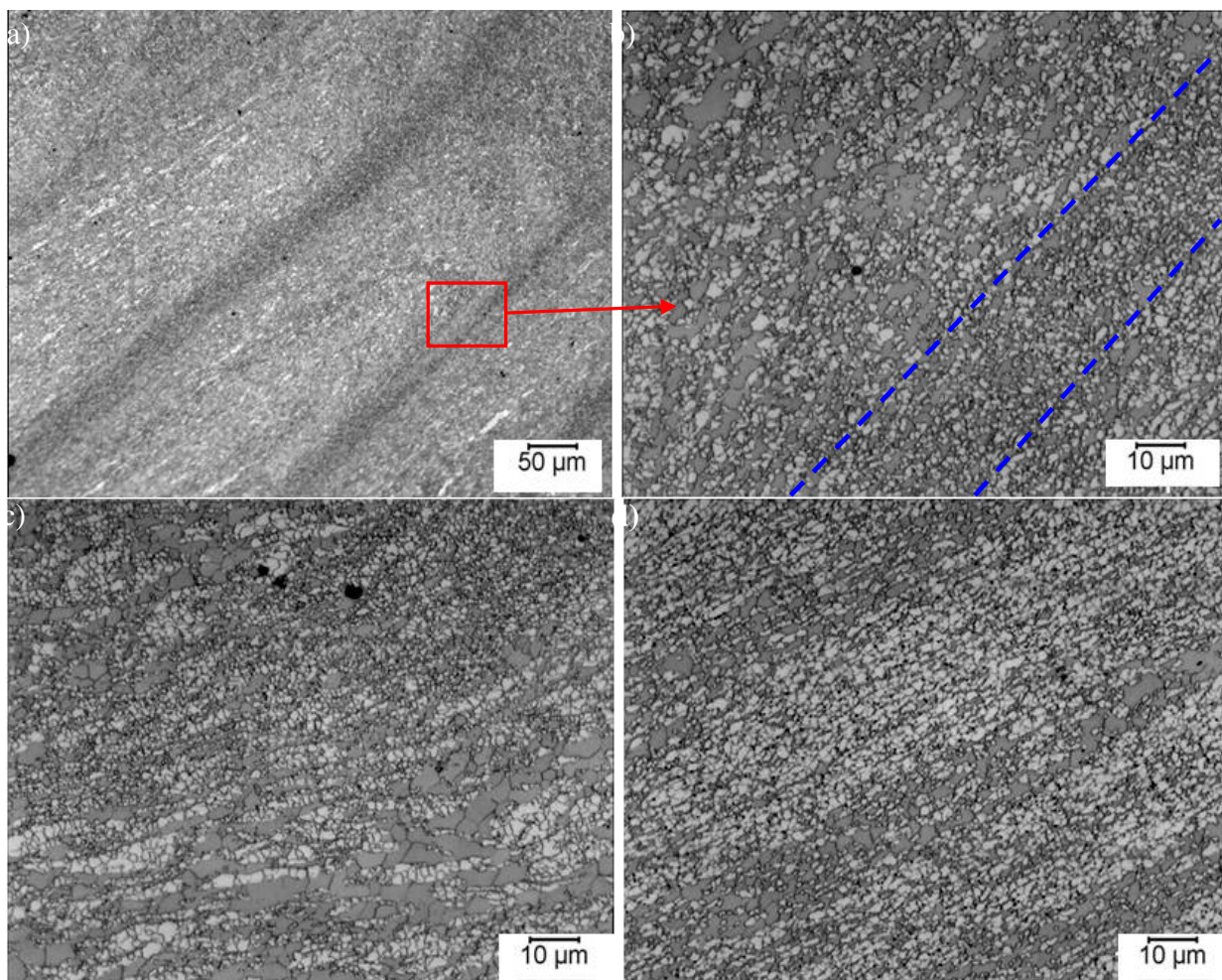


Figura 4-6: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) Região da linha de fluxo do LA. b) Região ampliada da linha de fluxo na região central da ZM do LA. Em detalhe, a faixa de material duplex de tamanho de grão menor em contraste com a região vizinha, de tamanho de grão maior. c) Região ampliada da linha de fluxo na região da ZM do LA próxima à raiz. d) Linha de fluxo da parte superior da ZM do duplex. Nota-se que as faixas são formadas por regiões predominantemente ferríticas, alternadas com regiões predominantemente austeníticas. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos.

Também ficaram mais visíveis, com mais detalhes e contraste, as linhas de fluxo do material (Figura 4-6). As linhas de fluxo apareceram no lado de avanço, quase não sendo percebidas no lado de retrocesso, tal como é possível ver na Figura 4-2. Nas regiões central e próxima à raiz da junta, essas linhas foram formadas de regiões alternadas de grãos de tamanhos diferentes, sendo essa diferença mais visível próximo à raiz (Figura 4-2h e Figura 4-6b (centro) e Figura 4-2i e Figura 4-6c (raiz)). Tal característica de linhas de fluxo é mais esperada para uniões de materiais similares (Murr, 2010. Khaled, 2007), cuja mistura de material gera, dependendo do

aporte térmico, somente regiões com deformações e cisalhamento diferentes. No entanto, na região superior da ZM (Figura 4-2f e Figura 4-6d) essas linhas eram formadas por regiões alternadas de grãos predominantemente ferríticos e grãos predominantemente austeníticos. Essa formação das linhas de fluxo da região superior do LA é a mais esperada para união por SAPNC de materiais dissimilares (Murr, 2010. Khaled, 2005) apesar das faixas serem alternadas de fases ferrita e austenita ao invés de austenita e duplex.

Para explicar a diferença entre as linhas de fluxo das regiões superior e central da ZM no LA, a junta foi seccionada em outra região, próxima à da seção em que foi retirada a primeira amostra. Essa nova seção foi lixada, polida e atacada com o mesmo reagente químico (ácido oxálico) e obtidas imagens em microscópio óptico (Figura 4-7).

O detalhe da Figura 4-7 mostra uma região da ZM do lado de avanço que era formada basicamente por austenita proveniente do aço austenítico. Uma vez que essa macrografia foi retirada de outra seção da mesma junta soldada, podemos perceber que há uma evolução das fases das linhas de fluxo nessa região. À medida que se avança na junta soldada, parte do duplex é substituída pelo aço austenítico, no início formando linhas alternadas das fases austenita e ferrita, depois sendo substituída totalmente pelo aço austenítico. Fenômeno semelhante, em que parte do material do lado de retrocesso ocupa parte da ZM no lado de avanço, é reportado por Murr (2010), DebRoy (2010) e Khaled (2005), sendo mais visível em juntas dissimilares soldadas com materiais de microestruturas bem diferentes. Essa região é a única em que foi percebida a mistura efetiva dos dois materiais envolvidos.

Podemos observar também na Figura 4-7 que toda a superfície da ZM era composta por aço austenítico, indicando que esse material avançou muito na região do lado de avanço. Também são mais visíveis as linhas de fluxo no aço austenítico, formando os anéis no centro da ZM.

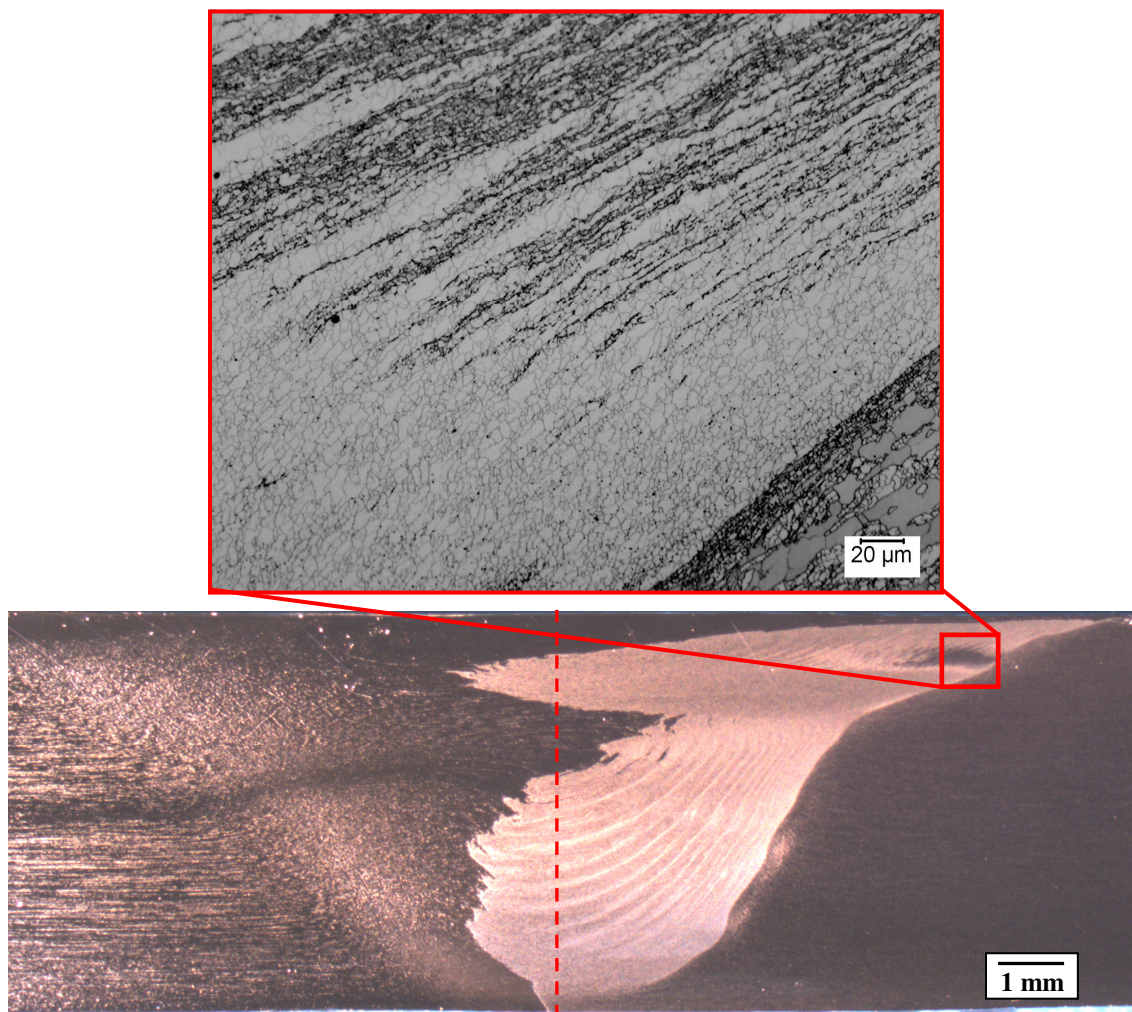


Figura 4-7: Macrografia da Junta soldada 6 dissimilar aço austenítico (lado de retrocesso) e aço duplex (lado de avanço). Nota-se a ausência de defeito gerado por falta de preenchimento. Em detalhe, região da zona misturada em que o aço austenítico preenche a parte da ZM do lado de avanço. A linha tracejada indica o centro da junta soldada.

A microestrutura da ZTMA (Figura 4-2j, Figura 4-2l, Figura 4-2m, Figura 4-8a e Figura 4-8b) do LA era composta por uma matriz ferrítica com ilhas de austenita. Ambas as fases estavam deformadas em relação à microestrutura do MB do duplex e as ilhas de austenita possuíam grãos bastante refinados em seu interior, tanto em relação às ilhas de austenita do MB quanto em relação aos grãos da matriz ferrítica da ZTMA. A diferença de tamanhos de grãos das duas fases também foi devido à diferença da cinética de recristalização (Alvarez-Armas, 2009. Santos, 2011). Nas Figura 4-2j e Figura 4-8a observa-se que os grãos estavam deformados em relação ao sentido de laminação do material e o refinamento dos grãos austeníticos era mais intenso do que na Figura 4-2l.

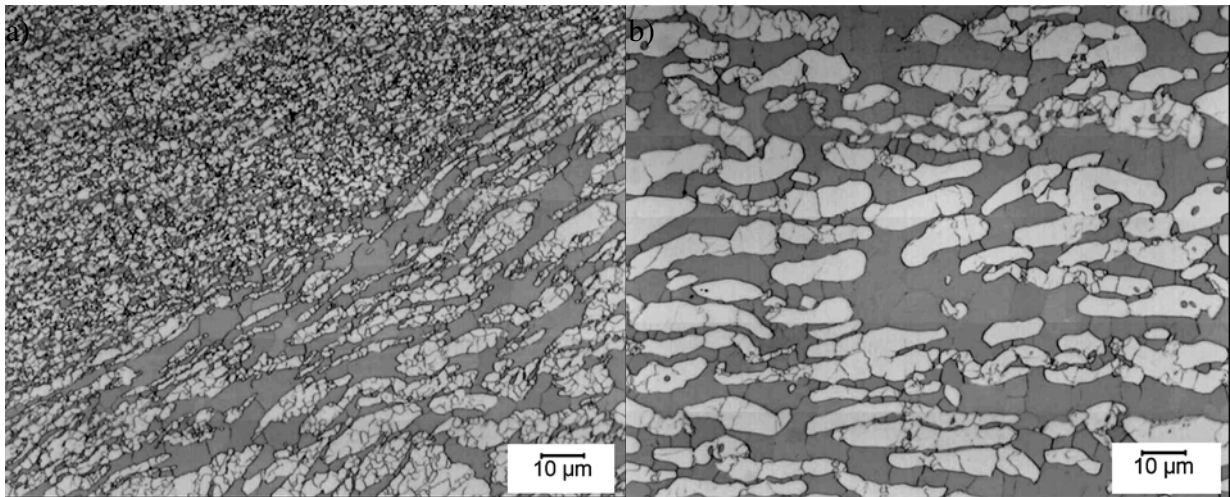


Figura 4-8: Detalhe da Micrografia da junta 6. a) Interface entre a ZM e a ZTMA do LA. Contraste entre os grãos altamente refinados da ZM com os grãos maiores, porém deformados e alongados na direção do escoamento do material na ZTMA. b) Região da ZTMA do LA mais afastada da ZM. Ainda há a presença de grãos nucleados dentro das ilhas de austenita, no entanto as ilhas aparecem menos deformadas do que as que estão próximas à ZM. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos.

Os grãos refinados no interior das ilhas de austenita na ZTMA ficaram mais escassos à medida que se afastava da ZM, (Figura 4-2m e Figura 4-8b). Os grãos já estavam alongados no sentido de laminação, porém as ilhas de austenita ainda mantinham grãos refinados em seu interior, consequência da interrupção do processo de recristalização.

Tanto no aço austenítico quanto no duplex não foi possível precisar a interface entre a ZTMA da ZTA e do MB.

Apesar de o ataque químico ser próprio para revelar fase sigma, além da fase austenita, aquela não foi encontrada por microscopia óptica.

4.2.2 Análise metalográfica da junta 10

A imagem obtida da junta soldada com esse ataque químico encontra-se na Figura 4-9.

Para a amostra proveniente da junta 6, foi utilizada solução de ácido nítrico, que ataca preferencialmente ferrita, enquanto o da junta 10 foi atacado com solução de ácido oxálico, que revela, principalmente, grãos austeníticos. No entanto o efeito do ataque com ácido oxálico nos

grãos de ferrita foi similar ao produzido com ácido nítrico, o que facilitou a comparação das imagens obtidas por microscopia óptica entre as juntas 6 e 10.

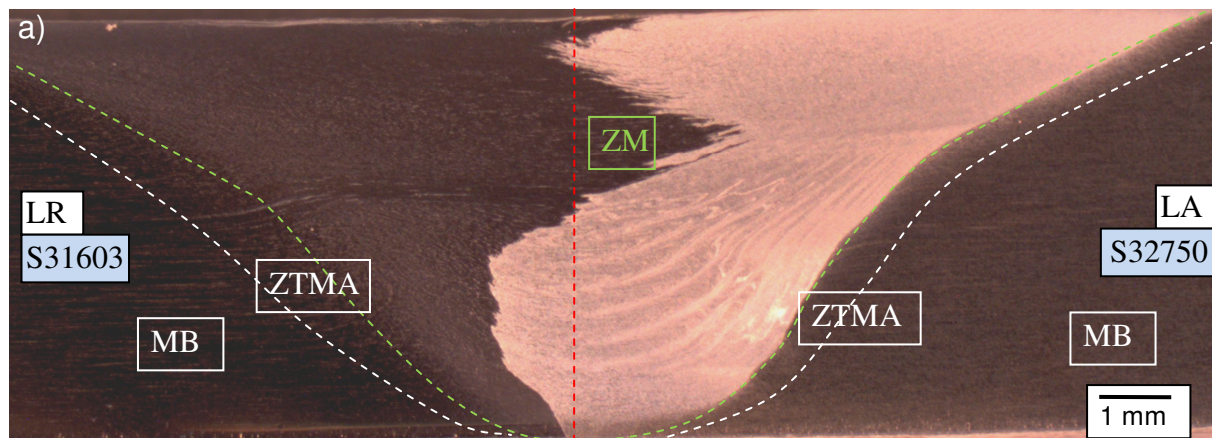


Figura 4-9: a) Macrografia da junta 10, com as zonas de solda indicadas. O aço austenítico foi posicionado no lado do retrocesso (LR) e aço duplex no lado de avanço (LA). Nota-se uma interface bem definida na Zona Misturada (ZM) entre a parte que possui microestrutura duplex (região mais clara) e a que possui microestrutura totalmente austenítica (região mais escura), além de ausência de defeitos gerados por falta de preenchimento. Ataque eletrolítico usando solução de ácido oxálico, a 2,0 V por 120 segundos. A linha tracejada ao centro indica o centro da junta soldada.

Na macrografia da junta 10 (Figura 4-9), observa-se que a união também não apresentou defeitos internos de soldagem, como falta de preenchimento interno ou falta de penetração. Pode-se distinguir com clareza o aço austenítico, (região mais escura, no lado esquerdo da ZM, indicada na figura) em comparação com o duplex (região mais clara, no lado direito da ZM), como indicado na Figura 4-9. Além disso, tal como na junta 6, a interface entre os dois materiais mostrou-se bem definida, não aparentando haver mistura entre eles. As linhas de fluxo foram notadas somente no LA, quase não sendo percebidas no aço austenítico na ZM.

Na análise micrográfica da junta 10 (Figura 4-10), nota-se as mesmas características da junta 6: metal de base composto por grãos equiaxiais de austenita com ilhas de ferrita (Figura 4-10a e Figura 4-11a). Os contornos de grão estavam bem mais definidos do que na amostra atacada com solução de ácido nítrico. No entanto, não se observou a presença das maclas de recozimento, com exceção na ZTMA, onde as maclas apareceram deformadas, indicando a existência delas no metal de base, apesar de não terem sido reveladas pelo ataque químico.

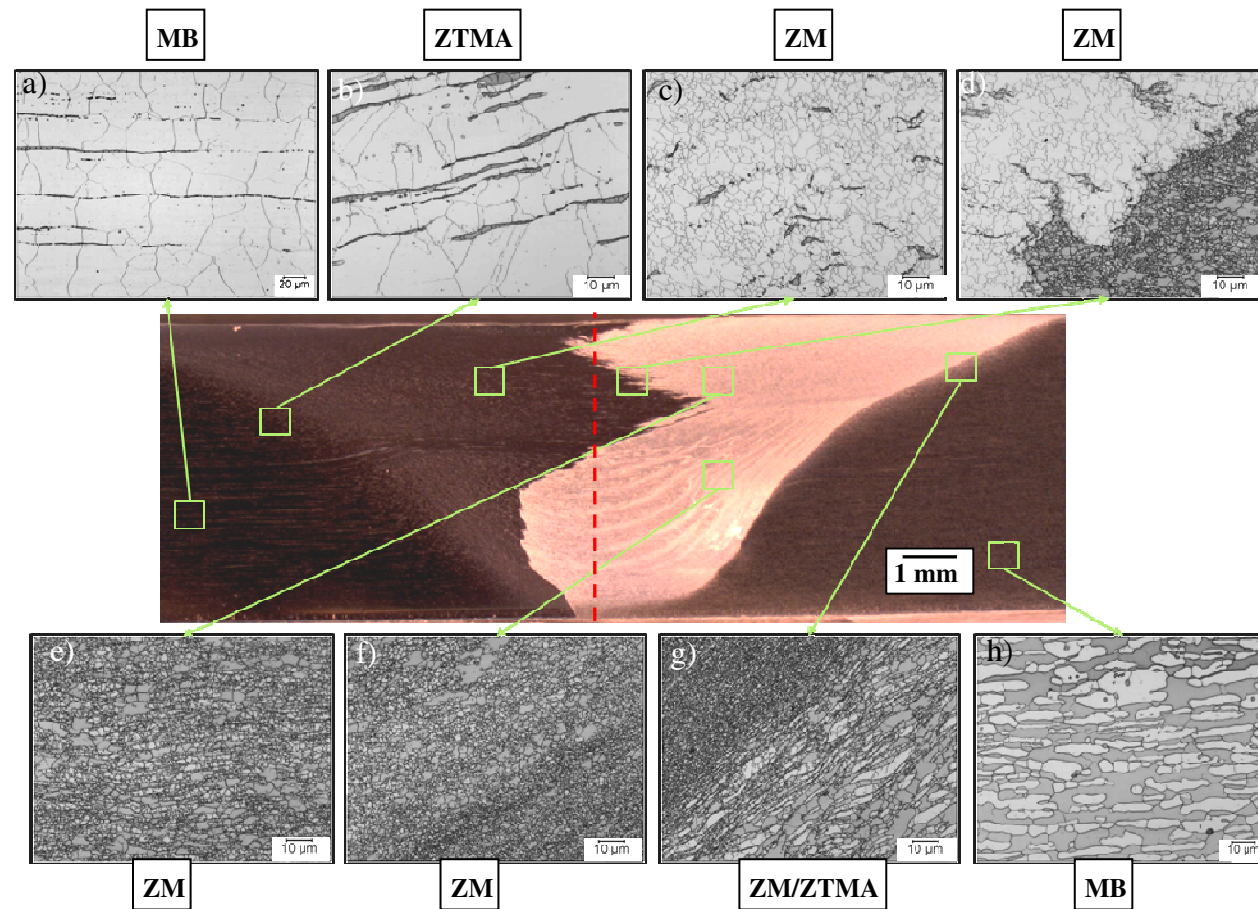


Figura 4-10: Detalhe da Micrografia da junta 10. a) Metal base do aço austenítico. b) ZTMA do lado de retrocesso. c) ZM do lado de retrocesso. d) Interface entre ZM do aço austenítico e a ZM do aço duplex. e) ZM do duplex, próximo à interface. f) Região da linha de fluxo. g) Interface entre a ZM e a ZTMA do lado de avanço. h) MB do aço duplex. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos. A linha tracejada ao centro indica o centro da junta soldada.

Na ZTMA do LR (Figura 4-11b) os grãos de austenita apresentaram-se deformados e com os contornos serrilhados, tal como a ZTMA do LR da junta 6. Também foi possível observar mais nitidamente nessa região que houve o crescimento de grãos austeníticos já nucleados nos contornos e pontos triplos (Figura 4-12). Sendo assim, esse serrilhamento dos grãos, além da deformação do material, foi devido à nucleação de novos grãos nesses contornos. A nucleação desses grãos foi obtida com a ativação térmica proveniente do calor gerado pelo processo e ativação mecânica proveniente da deformação do material.

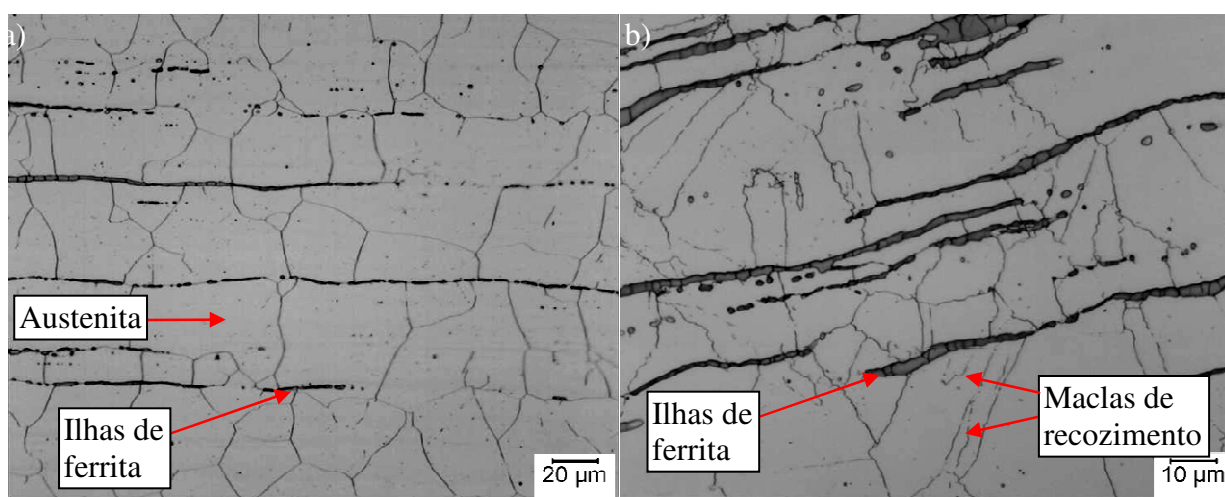


Figura 4-11: Imagens ampliadas das Figura 4-9a e b da junta 10. a) Metal base do aço austenítico, com grão austeníticos equiaxiais e ilhas de ferrita. b) ZTMA do lado de retrocesso, apresentando grãos austeníticos com contorno serrilhado e ilhas de ferrita deformadas em relação às ilhas do metal de base. Indicados estão as maclas de recozimento também deformadas e com contorno serrilhado, mostrando a presença delas apesar de não aparecerem na micrografia do metal de base. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos.

As ilhas de ferrita na ZTMA do LR apresentaram-se deformadas, seguindo o sentido da deformação da região, sem aparentarem interrupção e dispersão na matriz austenítica (Figura 4-11b). No entanto, foi possível perceber que essas ilhas não iniciaram o processo de recristalização primária, tal como os grãos austeníticos (Figura 4-12).

Não houve precipitação aparente de carbonetos observada na ZTMA nos níveis de resolução de microscopia óptica.

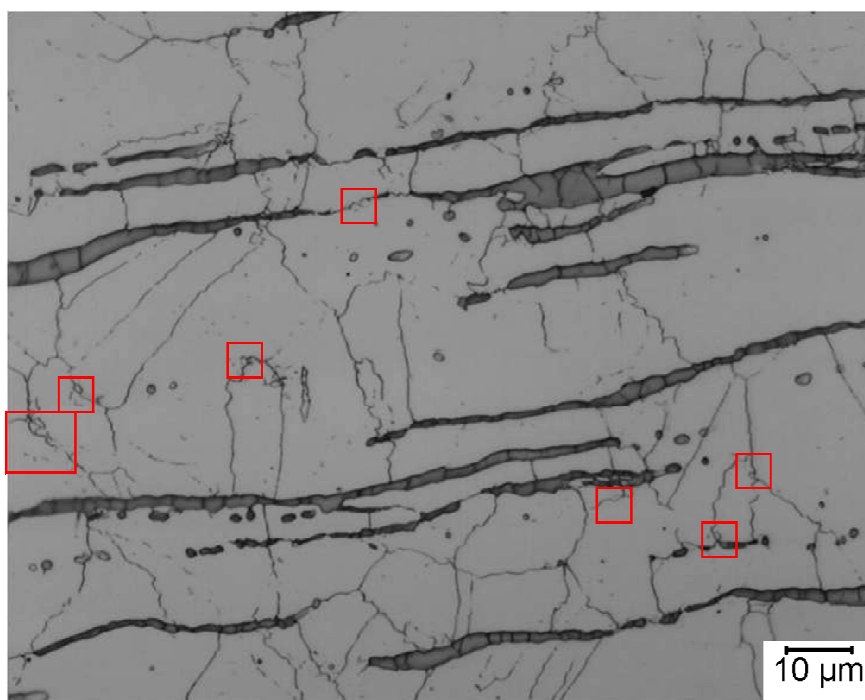


Figura 4-12: Imagem ampliada da Figura 4-11b, indicando maclação e crescimento de novos grãos revelados pelo ataque químico, o que explica em parte o serrilhamento dos contornos de grão austeníticos da ZTMA do LR da junta 10.

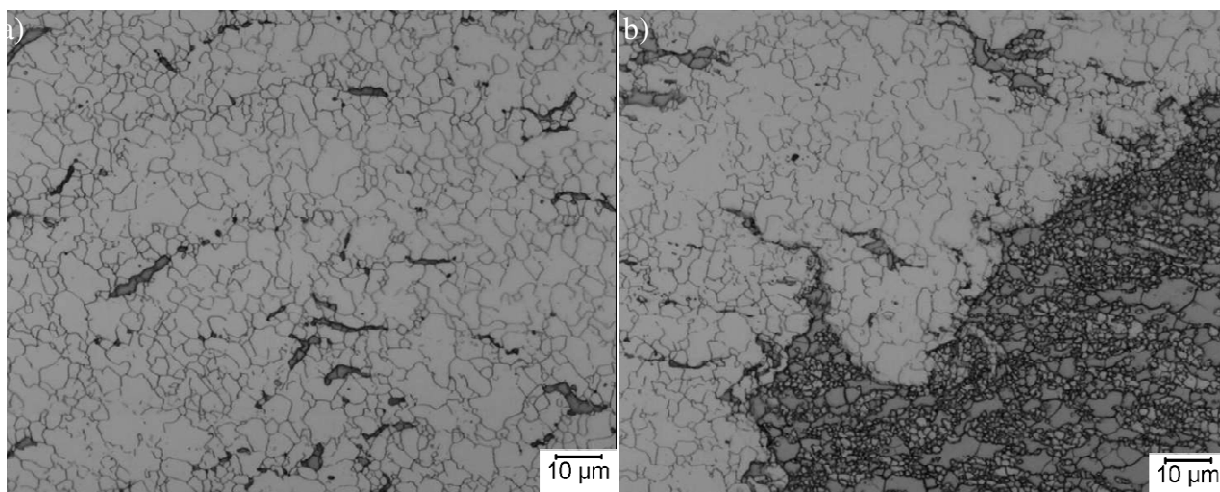


Figura 4-13: Imagens ampliadas das Figura 4-9c e d da junta 10. a) ZM do LR. Notam-se grãos refinados de austenita e as ilhas de ferrita quebradas e dispersas na matriz. b) Interface entre o aço austenítico e o duplex na ZM. O material manteve a estrutura austenítica e duplex, não havendo formação de precipitados nem fases intermediárias, nem o aparecimento de óxidos. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos.

A junta 10, assim como a junta 6, também apresentou grãos austeníticos bem refinados e ilhas de ferrita quebradas e dispersas na ZM do LR (Figura 4-13a). A interface entre os aços duplex e o austenítico na ZM apresentou-se bem definida, sem a presença de uma região intermediária, óxidos ou uma terceira fase (Figura 4-13b). Novamente houve a redução da quantidade de ilhas de ferrita à medida que se aproximou da interface dos dois materiais na ZM. Não foi percebida a presença de óxidos ou precipitados na interface observados nas imagens de microscopia óptica.

O material manteve a estrutura duplex na ZM no LA. Os grãos de ambas as fases estavam bem refinados nessa região, porém os grãos ferríticos eram maiores do que os austeníticos (Figura 4-14b), sendo que essa diferença de tamanho de grão (entre 5-6 para ferrita e entre 7-9 para austenita) no duplex foi semelhante a da mesma região da junta 6.

Essa diferença de tamanho de grão entre ferrita e austenita foi mantida ao longo da ZM do LA, mesmo nas regiões das linhas de fluxo, como pode ser percebido na Figura 4-14a. Tal como na junta 6, as linhas de fluxo no LA eram compostas por faixas alternadas de duplex de tamanhos de grãos diferentes (Figura 4-14b). Também não foram encontrados, nas imagens obtidas por microscopia óptica, carbonetos ou outros tipos de precipitados na ZM no LA (região predominantemente duplex).

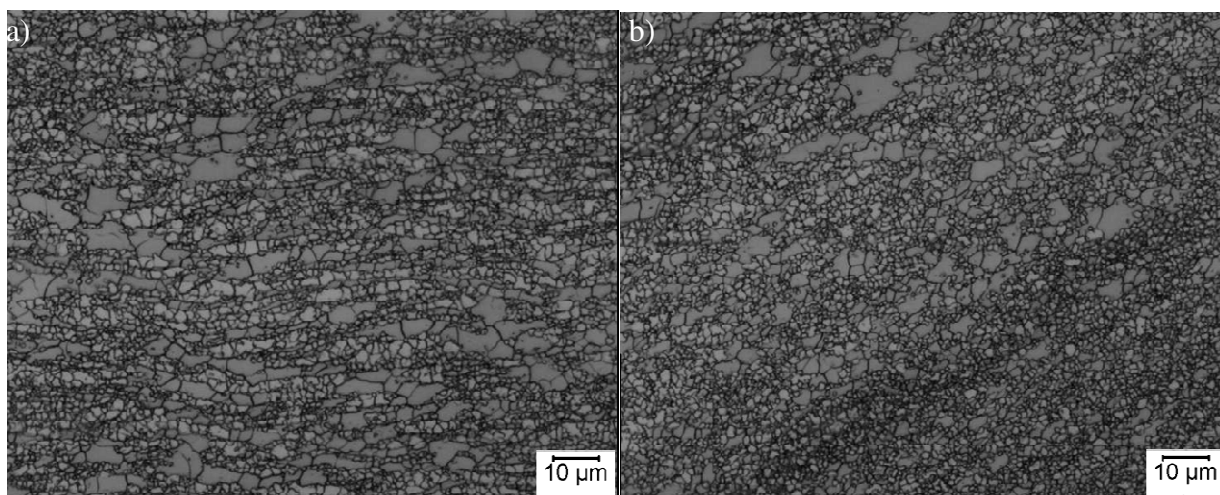


Figura 4-14: Imagens ampliadas das Figura 4-9e e f da junta 10. a) ZM do LA. Notam-se grãos refinados de austenita e ferrita, sendo os grãos de ferrita maiores do que os de austenita. b) Linhas de fluxo da região central da ZM do LA. AS linhas são formadas por faixas alternadas de diferentes tamanhos de grão, mantendo a estrutura duplex. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos.

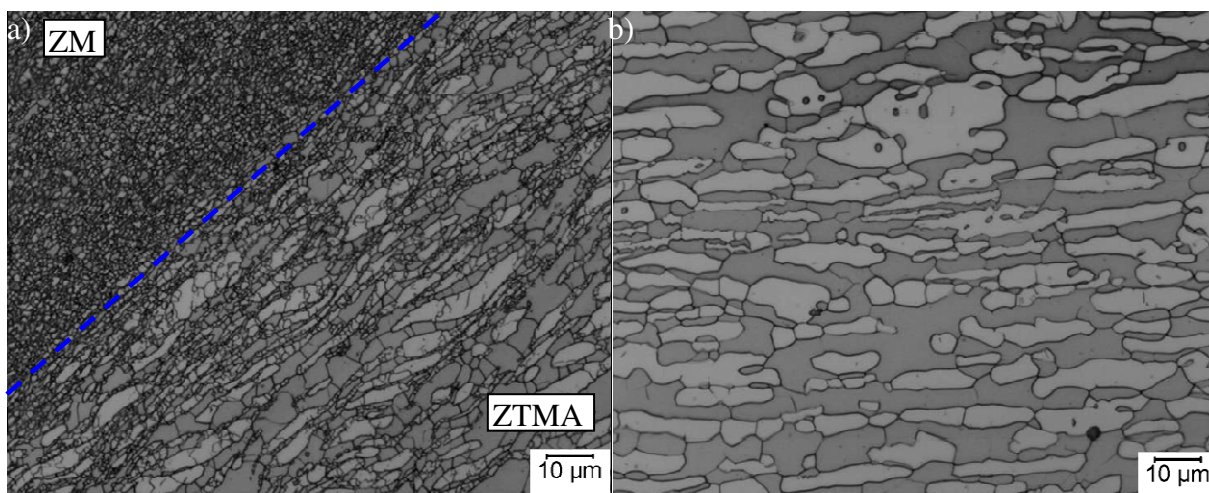


Figura 4-15: Imagens ampliadas das Figura 4-9g e h da junta 10. a) Interface entre a ZM e a ZTMA do LA. Notam-se grãos refinados de austenita e ferrita na ZM, e grãos alongados, mantendo a matriz ferrítica com ilhas de austenita. Na ZTMA há nucleação de grão austeníticos dentro das ilhas de austenita. O material manteve a estrutura austenítica e duplex, não havendo formação de precipitados nem fases intermediárias, nem o aparecimento de óxidos. b) Metal base do aço duplex, formado por uma matriz ferrítica com ilhas alongadas de austenita. Material atacado com ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido oxálico, a 2,0 V por 2 minutos.

Na ZTMA do LA (Figura 4-10g e Figura 4-15a) a região manteve a estrutura duplex do metal de base (matriz ferrítica com ilhas de austenita (Figura 4-15b)), porém os grãos apresentaram-se deformados no sentido do escoamento do material, com recristalização primária interrompida dos grãos austeníticos. No entanto, os grãos de ferrita apresentaram-se somente alongados, sem nucleação aparente de novos grãos nos contornos ou no interior dos grãos ferríticos.

4.3 Difração de raio-x

A fim de verificar se, além das fases ferrita e austenita, houve o aparecimento de novas fases, principalmente fases deletérias como sigma, chi e carbonetos, foi realizada a análise por difração de raios-X nas regiões da zona misturada da junta soldada 6 (Figura 4-16). Nos espectros obtidos, observou-se no aço austenítico (indicado na Figura 4-16 como '1', ou 'ZM - LR' no espectro) a presença predominante de austenita, com uma porcentagem menor de ferrita. A ferrita

em forma de ilhas foi formada durante o processo de laminação da chapa, sendo confirmada em análise no microscópio eletrônico de varredura, incluindo análise química por EDS. Na região da interface dos aços (“ZM - interface” ou “2” na Figura 4-16) observa-se uma maior quantidade da fase austenita em relação à ferrita enquanto na ZM do LA (“ZM - LA” ou “3” na Figura 4-16) a quantidade de ferrita aumentou, muito em relação às outras regiões analisadas. Não se observa a presença de outra fase além dessas duas, confirmando a análise micrográfica.

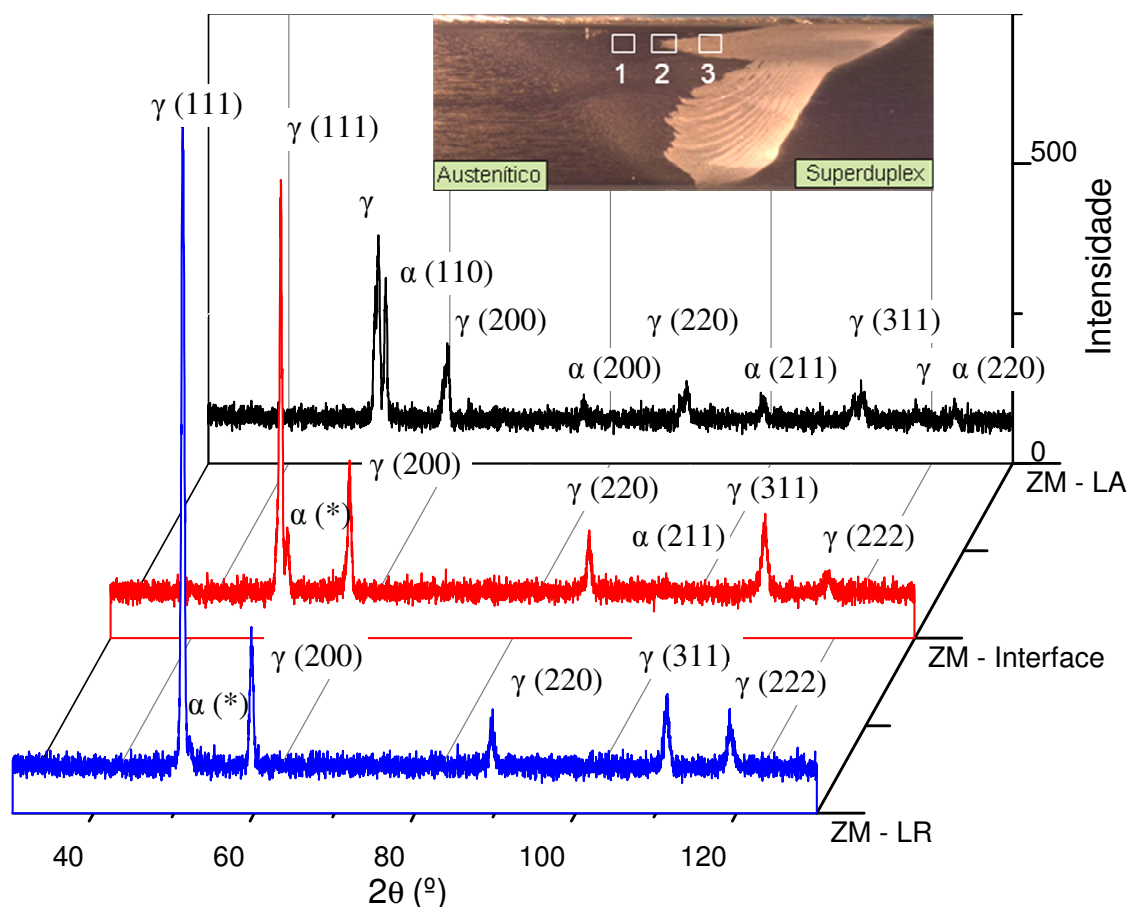


Figura 4-16: Espectro de difração da junta 06 para as regiões da Zona Misturada do lado de retrocesso (ZM- LR), na interface dos aços duplex e austenítico (ZM- Interface) e no lado de avanço (ZM-LA), estando indicados os picos de austenita (γ) e ferrita (α) e os respectivos planos de difração. α (*) possui o plano de difração (110). As regiões ZM – LR, ZM – interface e ZM – LA correspondem às regiões “1”, “2” e “3” na em detalhe, respectivamente.

Nas 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 aproximada de difração de raio-x em um difratômetro convencional) da massa total. Apesar disso, 5 % ainda é uma porcentagem alta para determinar que não houve formação de outras fases. Segundo Ramirez (2001), 1% da fase sigma no material pode levar a uma queda de 50% na energia absorvida no ensaio Charpy. Sendo assim, é necessário ainda fazer a verificação por outras técnicas mais precisas, como, por exemplo, através de microscopia eletrônico de varredura e transmissão.

4.4 Ensaios de líquidos penetrantes

Após cada soldagem foi feito o ensaio com líquidos penetrantes na raiz das juntas, a fim de verificar se as juntas apresentaram penetração total. Tanto por inspeção visual como pelo ensaio de líquidos penetrantes não se observou falta de penetração nas juntas 6 e 10 (Figura 4-17). As imagens em microscopia óptica também não indicaram defeito de falta de penetração.

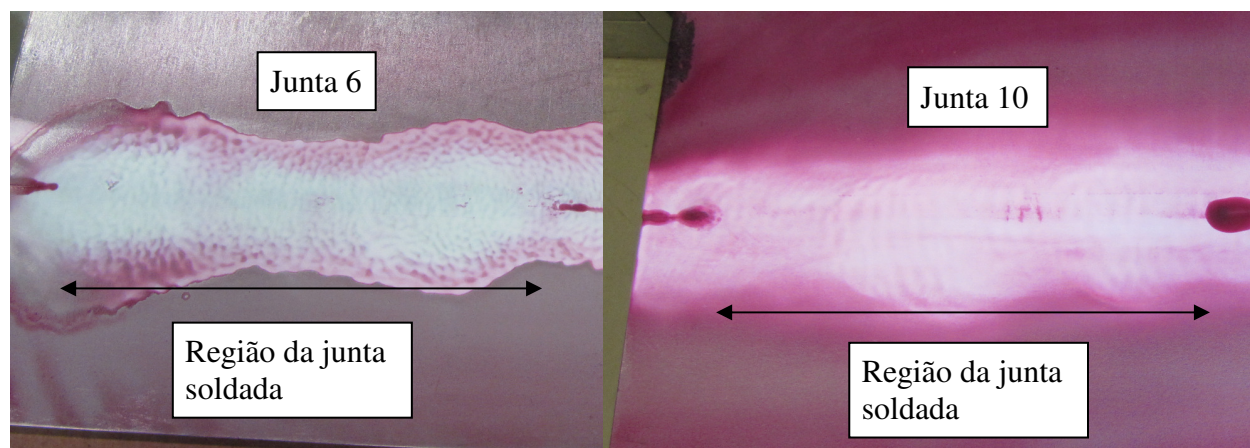


Figura 4-17: Teste de líquidos penetrantes feitos nas juntas soldadas, com indicação da região da junta soldada nas chapas. Em nenhuma das juntas foi indicado falta de penetração.

4.5 Ensaios de dobramento

No ensaio de dobramento de raiz, ambas as juntas (6 e 10) apresentaram abertura de raiz, tal como mostrado na Figura 4-18.

A junta 6 apresentou pouca abertura de raiz, quase não sendo percebida a olho nu no corpo de prova (Figura 4-18). No entanto, a abertura pode ser melhor observada ao ser ampliada no estereoscópio, tal como mostrado na Figura 4-19.

O corpo de prova da junta 10 apresentou abertura de raiz profundo antes mesmo do término do teste. A abertura foi facilmente observada a olho nu (Figura 4-18b).

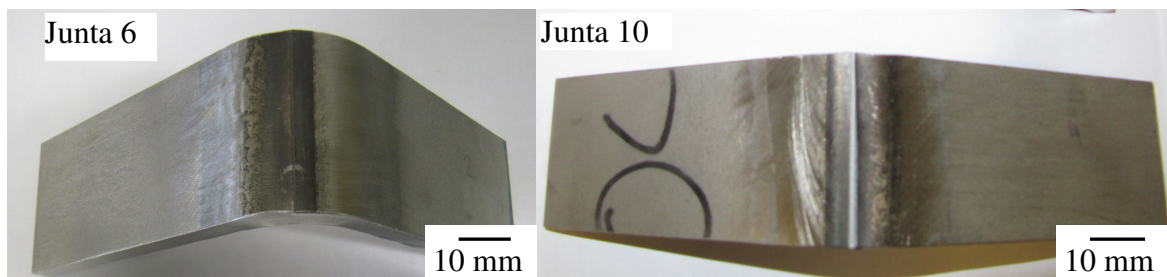


Figura 4-18 – Ensaio de dobramento realizados nas juntas soldadas 6 e 10, vista superior.

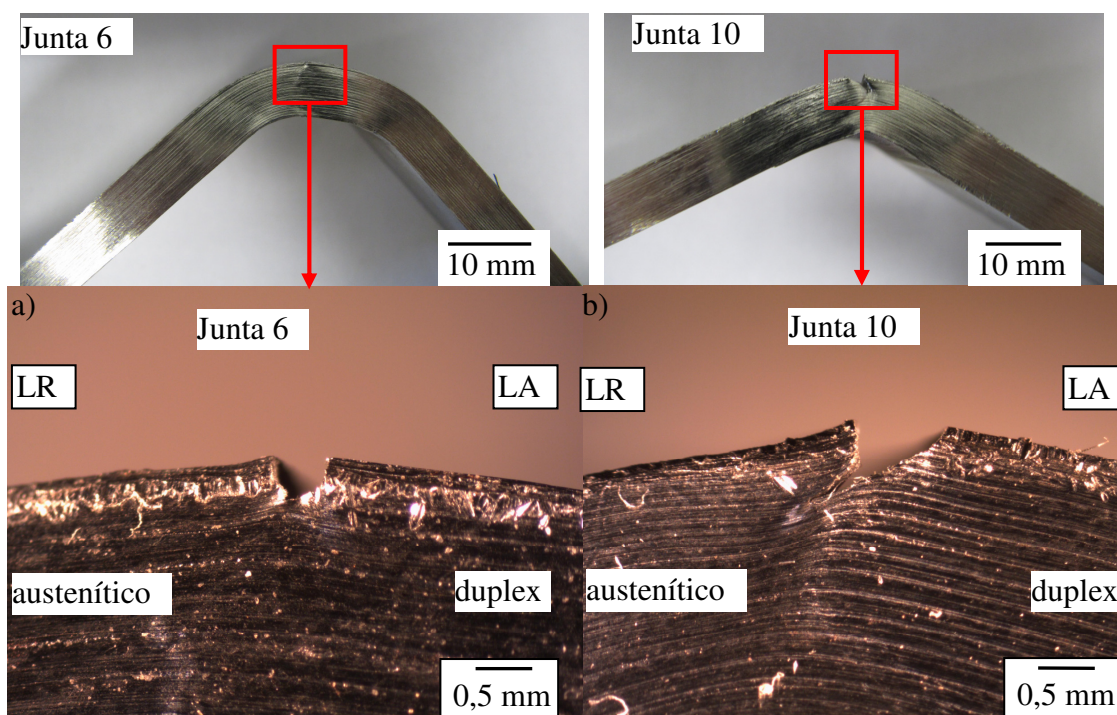


Figura 4-19 – Ensaio de dobramento realizados nas juntas soldadas 6 (a) e 10 (b), vista lateral. Imagens ampliadas das aberturas de raiz das juntas 6 (c) e 10 (d), com os respectivos LA e LR indicados.

O fato da abertura de raiz da junta 10 ter sido mais profunda do que a junta 6 pode ser explicado em parte pela diferença de penetração da ferramenta. Segundo a Tabela 3-5, a

ferramenta penetrou 5,42 mm na junta 10, enquanto que para a junta 6 a penetração foi de 5,47 mm. Em juntas similares de alumínio 6061 T6, com os mesmos parâmetros de velocidade, com somente diferença de 0,05 mm na penetração da ferramenta provocavam o aparecimento de defeitos nas juntas soldadas (Theodoro, 2009). Essa diferença de penetração nas juntas 6 e 10 pode ser uma das causas da diferença de abertura entre as duas juntas uma vez que o aporte térmico e a microestrutura de ambas as juntas foram similares, o que não sugere diferença de propriedades microestruturais.

Na Figura 4-20 é possível observar que na raiz de ambas as juntas a abertura se dá no centro da junta soldada, somente na ZM. A abertura se inicia na interface entre os dois materiais, segue a interface e se propaga na região predominantemente austenítica da ZM, que possui menor resistência mecânica que a região duplex.

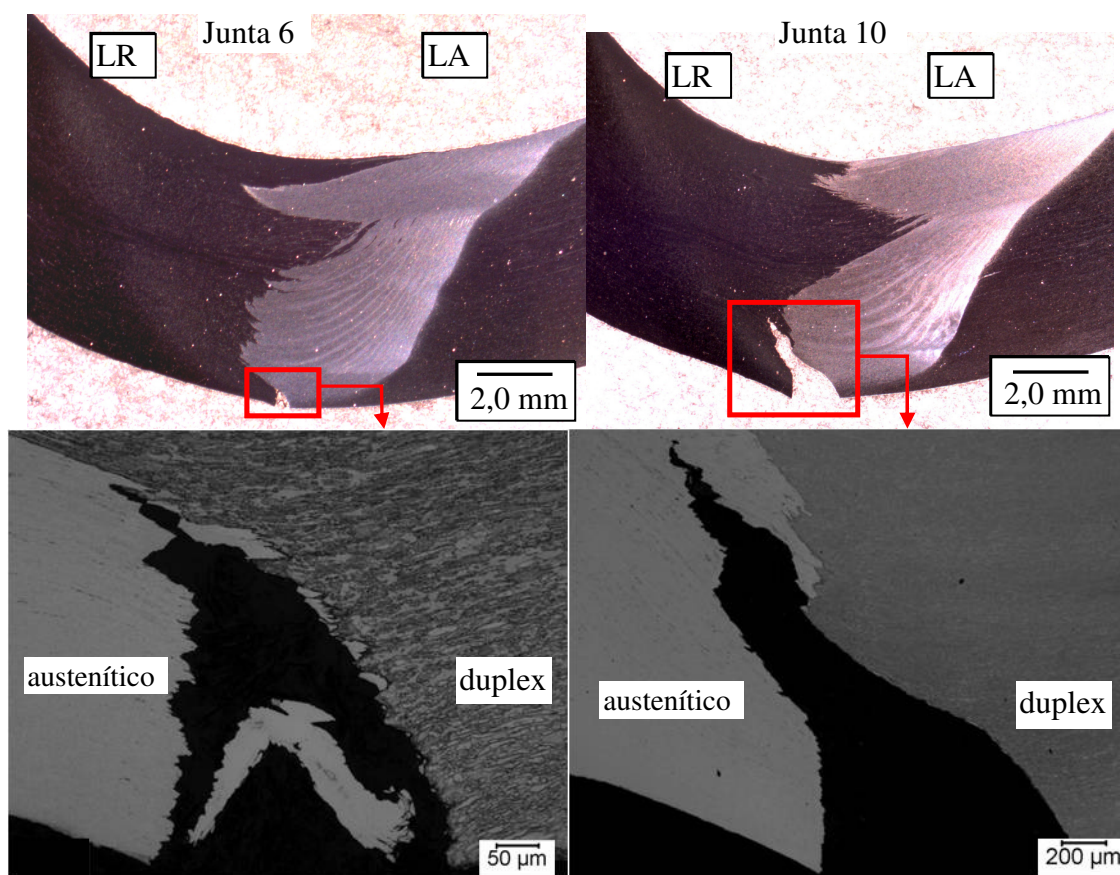


Figura 4-20: Abertura de raiz das juntas 6 (a) e 10 (b), observada no estereoscópio e suas respectivas imagens ampliadas no microscópio ótico. Ataque eletrolítico com solução de 40% de ácido nítrico e 60% de água, a 1,5 V por 60 segundos.

A fim de confirmar a origem da abertura (se realmente foi falta de penetração na raiz ou se foi trinca interna que se propagou para a raiz) foram feitos ensaios de dobramento lateral na região transversal à direção de soldagem (Figura 4-21). Desses ensaios foram constatados que a abertura se originou devido à falta de penetração na raiz da solda, confirmando que a abertura de raiz foi devido à falta de penetração.

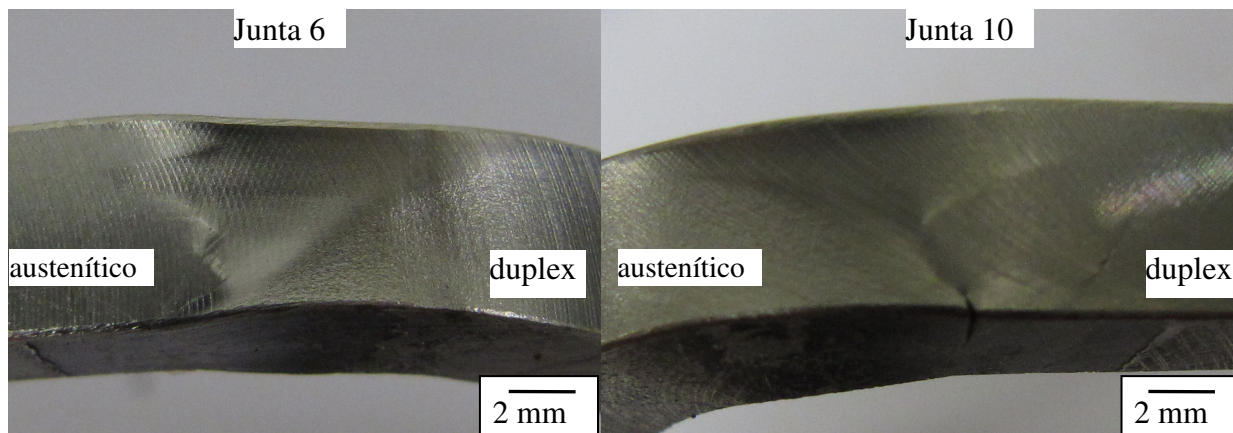


Figura 4-21: Imagem ampliada do ensaio de dobramento lateral das juntas 6 e 10. Nos ensaios da junta 6 não houve abertura, no entanto na região dobrada da junta 10 apresentou abertura na raiz da junta, revelando falta de penetração.

Uma vez que soldagens forma feitas com penetração do pino me relação à espessura da chapa entre 90,3 e 91,2% de penetração (junta 10 e 6 respectivamente) (Tabela 4-1) não apresentaram penetração total, torna-se necessário mudar os parâmetros de soldagem para serem obtidas juntas consolidadas. Isso pode ser feito através de soldagem com passe duplo, penetração da ferramenta maior do que 91,2% ou maior comprimento do pino.

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA OS PRÓXIMOS TRABALHOS

5.1 Conclusões

- Foi possível realizar união dissimilar com aços 316L e S32750 com ferramenta de PCBN-WRe sem defeitos internos e superficiais, sendo que os melhores parâmetros para chapas de 6 mm de espessura foram: velocidade de rotação de 150 a 200 rpm e avanço de 100 mm/min.
- Não foi observada a formação de outras fases por MO e por difração de raio-x. A interface entre os aços é bem definida, com redução das ilhas de ferrita no aço austenítico nessa região.
- Nas juntas analisadas houve a formação de dois tipos de linhas de fluxo: faixas alternadas de tamanhos de grão diferentes; e faixas alternadas de fração de fases diferentes.
- Em ambas as juntas houve abertura de raiz no teste de dobramento, indicando que não houve penetração total para Hf/Ec entre 90 e 92 %. Para aplicação futura, a fim de evitar a mesma falha, sugere-se penetração da ferramenta em relação à espessura da chapa de Hf/Ec > 92% ou soldagem com segundo passe.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar uniões por SAPNC com ferramenta de PCBN-WRe com mais de 5,7 mm de altura de pino ou soldagem com dois passes para testar penetração total.
- Verificar por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura e Transmissão a existência de fase sigma e carbonetos que não puderam ser encontrados nas técnicas utilizadas neste trabalho.
- Realizar ensaios de tração a fim de validar, conforme normas da ABNT, a soldagem realizada e verificar se atende às especificações mínimas exigidas pela indústria.

5.3 Trabalhos apresentados em congressos

THEODORO, M. C., FERRINHO, V. P., MEI, P. R., RAMIREZ, A.J. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. 20, 2012. **União dissimilar de aços inoxidáveis austenítico UNS S31603 e superduplex UNS S32750 pela técnica de soldagem por atrito com pino não-consumível. Anais...** Joinville, 2012, p. 1-8. (APÊNDICE A).

THEODORO, M. C., FERRINHO, V. P., MEI, P. R., RAMIREZ, A.J. In: Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável. 11, 2012. **Soldagem por atrito com pino não consumível em juntas de aços inoxidáveis austenítico ABNT 316L e superduplex UNS S32750. Anais...**São Paulo, 2012, p. 1-8. (APÊNDICE B).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABERGAST, W. J. A flow –partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. **Scripta Materialia**, vol. 58, n. 5, p. 372-376, 2008.

Abinox – Associação Brasileira de Aço Inoxidável. Endereço: <http://www.abinox.org.br/aco-inox-estatisticas-anuais.php>. Acesso em janeiro 2013.

AKINLABI, E. T., AKINLABI, S. A. In: International MultiConference of Engineers and Computer Scientists. 2, 2012. **Friction Stir Welding of Dissimilar Materials - Statistical Analysis of the Weld Data. Proceedings...**Hong Kong: IMECS, 2012, vol. 2, p. 1-6.

ALVAREZ-ARMAS, Iris., DEGALLAIX-MOREUIL, Suzanne. **Duplex Stainless Steel**. London: ISTE, 2009, p. 437.

ASM Metals Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. United States of America: Metals Handbook, 2005, v. 1. p. 1304, 1353, 1354, 1395, 1396.

ASM Metals Handbook: Corrosion. United States of America: Metals Handbook, 2005, v. 13.p. 265, 266, 269, 275, 276.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 112**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, 2010. 26p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS B4.0**: Standard Methods of Mechanical Testing of Welds. Miami, 1992. 67 p.

BARBOSA, R. P., CAMPOS, S. G. S., FONSECA, M. A. Recristalização de um Aço Inoxidável Austenítico/ Uma Abordagem Estatística. **Revista On-Line UnilesteMG**, Coronel Fabriciano, v.

2, Jul./Dez. 2004. Disponível em:

<<http://www.unilestemg.br/revistaonline/volumes/02/sumario.html>>. Acesso em: 5 setembro 2012.

BRESCIANI F., Ettore, et al. Metalurgia. In: *Conformação Plástica dos Metais*. 6ª Ed. Campinas: Unicamp, 2011, p. 90-160.

CHARLES, J., FARIA, R. A. In: INOX 2008 – SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEL. 9, 2008. **Aços Inoxidáveis duplex e aplicações em óleo e gás: uma revisão incluindo a nova oferta da Arcelormittal. Anais...** São Paulo: Núcleo Inox, 2008. n. 30 , p. 247-254.

CHARLES, J. In: Conf. Duplex Stainless Steels. 1991. **Super duplex stainless steels: structure and properties (Proceedings) ...** Les Ulis Cedex: Les Editions de Physique, 1991, vol.1, p.3-48.

CHEN, Y. C., et al. Friction stir processing of 316L stainless steel plate. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, n. 3, 2009.

CHEN, T. P., LIN, W. B. Optimal FSW process parameters for interface and welded zone toughness of dissimilar aluminium–steel joint. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol 15, n. 4, p. 279-285, 2010.

CIMM – Centro de Informação Metal Mecânica. Endereço:

http://www.cimm.com.br/portal/noticia/exibir_noticia/7526-a-aplicabilidade-dos-ensaios-de-dobramento. Acesso em janeiro, 2013.

DEBROY, T., BADESHIA, K. D. H. Friction Stir Welding of dissimilar alloys – a perspective. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol 15, nº 4, p. 266-270, 2010.

GONTIJO, L. C. et al.. Estudo das fases σ no aço AISI 316L por difração de raio-x e espectroscopia de Mössbauer. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, vol. 24, n. 2, p. 81-86, 2005.

HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. 2ª edição. Oxford: Elsevier Ltd, 2004, 628p.

ICSD – Inorganic Crystal Structure Database. Endereço BBS: <http://icsd.fiz-karlsruhe.de.w10001.dotlib.com.br/>, login: bdec00141. Acesso em: maio, junho, agosto 2012.

IDAGAWA, Hugo Sakai. **Montagem e Avaliação de um Sistema de Soldagem por Atrito com Pino (Friction Stir Welding)**, Campinas, 2006. Laboratório Nacional de Luz Síncrotron.

IORDACHESCU, M., et al. FSW – Characteristic flaws in aluminum alloys joints. *Metalurgia International*, vol 14, p. 135-138, 2009.

JACKSON, M. J. In: International Surface Engineering Congress. 5, 2006. Seattle. **Wear of Vitrified Alumina and cBN Grinding Wheels (Proceedings) ...** Seattle: ASM, 2006, vol.5, p.176-185.

JEON, J., et al. Friction stir spot welding of single-crystal austenitic stainless steel. *Acta Materialia*, vol 59, p. 7439-7449, 2011.

KHALED, Terry. **An outsider looks at Friction Stir Welding**. FAA Report #: ANM-112N-05-06, 2005, 71 p.

KUMAR, K., KAILAS, S. V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering A*, vol. 485, p. 367-374, 2008.

LIPPOLD, John C., KOTECKI, Damian J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel**. Hoboken: Wiley- Interscience, 2005, p. 141-263.

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.

MAGNABOSCO, R. Kinetics of Sigma Phase Formation In a Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, vol. 12, n. 3, p. 321-327, 2009.

MatWeb – Materials Property Data. Endereço: <http://matweb.com/>. Acesso em: maio, junho, agosto, novembro 2012.

MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. Friction stir welding and processing. *Material Science and Engineering*, vol 50, p. 1-78, 2005.

MISHRA, Rajiv S.; MAHONEY, Murray W. *Friction Stir Welding and Process*. USA: ASM International, 2007. v. 1, pp. 1- 5.

MOLL, Markus. Engenheiro sugere concentrar na indústria consumo de inox. *Inox*, São Paulo n. 30, p. 10, julho-outubro, 2008.

MURR, L. E. *A Review of FSW Research on Dissimilar Metal and Alloy Systems*. USA: ASM International, 2010. v. 19, p. 1071- 1089.

Nickel Intitute. **The role of stainless steel in petroleum refining**. Endereço: http://www.nickelinstitute.org/~Media/Files/TechnicalLiterature/RoleofStainlessSteelinPetroleumRefining_9021_.pdf. Acesso em novembro 2012.

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.

PARK, S. H. C., et al, Rapid Formation of the Sigma Phase in 304 Stainless Steel During Friction Stir Welding. **Scripta Materialia**, vol. 49, n. 12, p. 1175-1180, 2003.

RAI, R., et al. Review: friction stir welding tools. **Science and Technology of Welding and Joining**, vol 16, n. 4, p. 325-342, 2011.

RAMIREZ, A. 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.

RAMIREZ, A. 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.

ROMANA, R. **Cinética de formação da fase sigma entre 700°C e 900°C no aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507)**. 2009. 79 p.. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2009.

SAEID, T., et al. Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 496, p. 262-268, 2008.

SAEID, T. et al. EBSD Investigation of Friction Stir Welded Duplex Stainless Steel. **World Academy of Science, Engineering and Technology**, vol. 61, p. 376-379, 2010.

SAEID, T. et al. On the formation of grain structure during friction stir welding of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 527, p. 6484-6488, 2010.

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. p. 534 -540.

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, p. 376-384, 2005.

SATO, Y. S., NELSON, T. W., STERLING, C. J. Recrystallization in type 304L stainless steel during friction stirring. *Acta Materialia*, vol. 53, p. 637-645, 2005.

SCHNEIDER, J. A. Temperature Distribution and Resulting Metal Flow. *Friction Stir Welding and Process*. USA: ASM International, 2007. v. 1, p. 37-49.

SENATORE, M., FINZETTO, L., PEREA, E.. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L Rev. Esc. Minas vol. 60 n.1 Ouro Preto Jan./Mar. 2007.

SILVA, Andre L. da C., MEI, Paulo R. **Aços e Ligas Especiais**. 2ª edição. Sumaré: Eletrometal S. A. Metais Especiais, 2010, 646 p.

SIREESHA, M. et al. **Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800**. Materials Science and Engineering A292, p, 74-82, 2000.

SMALLMAN, R. E, BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering**. 6ª edição. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999, 488 p.

SORENSEN, C. D., NELSON, T. W. Friction Stir Welding of Ferrous and Nickels Alloys. *Friction Stir Welding and Process*. USA: ASM International, 2007. v. 1, p. 111- 121

SOUZA, A., PEREA, E., SIGNORELLI, R. In: Seminário Brasileiro de Inox, 2008, São Paulo. **SAF 2707 HD® (UNS S32707) – Um aço inoxidável hiper-duplex para ambientes severos contendo cloreto (Anais...)**. São Paulo, 2008, p.262-268.

THEODORO, Maria Cláudia. **Projeto de Sistema para Pino ajustável em FSW para alumínio**, Campinas, 2009. Laboratório Nacional de Luz Síncrotron.

TWI. Friction Stir Welding. Disponível em: <http://www.twi.co.uk/technologies/welding-coating-and-material-processing/friction-stir-welding/?locale=en>. Acesso em: 26 de novembro de 2012.

WEI, L. Y., NELSON, T. W. Correlation of Microstructures and Process Variables in FSW HSLA-65 Steel. *Welding Journal*, vol. 90,p. 95-101, 2011.

WESTIN, E. M., OLSSON, C, -O A., HERTZMAN, S. Weld oxide formation on lean duplex stainless steel. *Corrosion Science*, vol 50, p. 2620-2634, 2008.

APÊNDICE A – Trabalho apresentado no XX Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais

INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICO UNS S31603 E SUPERDUPLEX UNS S32750 PELA TÉCNICA DE SOLDAGEM POR ATRITO COM PINO NÃO-CONSUMÍVEL

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@innano.org.br

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

Resumo

A fim de verificar a viabilidade de obter uniões dissimilares de aços inoxidáveis austenítico ABNT 316L e superduplex UNS S32750 através da técnica de Solda por Atrito com Pino Não-Consumível, foram feitas juntas em chapas de 6 mm de espessura, com ferramenta de PCBN WRe. Os parâmetros utilizados foram: frequência de rotação da ferramenta de 100- 300 rpm, velocidade de avanço de 100 mm.min⁻¹. As juntas produzidas apresentaram boa aparência, adequada largura do cordão de solda, baixa rugosidade apesar de não apresentar penetração total. Foram preparadas amostras no sentido transversal ao sentido de soldagem e verificou-se que houve consolidação das juntas. No entanto, houve aquecimento da ferramenta próximo à temperatura limite (800 °C) e o torque e as forças axiais envolvidos chegaram próximo ao limite suportado pelo equipamento (180 N.m e 70 kN respectivamente).

Palavras-Chave: Soldagem Por Atrito Com Pino Não-Consumível; Soldagem Dissimilar; Aço Inoxidável Duplex, Aço Inoxidável Austenítico.

1 – INTRODUÇÃO

O interesse da indústria química, petroquímica e de papel, em aços inoxidáveis austeníticos e duplex vem crescendo ao longo dos anos, em especial. 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 reduz a vida útil e aumenta os custos de manutenção dos equipamentos e, para minimizá-los, 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, caracterizados por proporções quase iguais das fases ferrita e austenita e por combinarem propriedades de ambas as fases. Embora sejam superiores em resistência mecânica e à corrosão relativamente aos aços austeníticos, possuem menor soldabilidade [2; 3]. Ainda assim, 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) permite a união de materiais no estado sólido. Traz como vantagens a redução de macro e micro defeitos, a ausência trincas e porosidade causada pela fusão e ressolidificação do material e excelentes propriedades mecânicas da junta soldada [4]. Além disso, o processo mantém o balanço das fases presentes no material, o que é benéfico para diversos tipos de ligas. Dessa forma, utilizando a técnica de SAPNC na união dissimilar dos aços inoxidáveis austenítico e duplex, é possível, além de produzir a união sem defeitos, gerar melhoria das propriedades [5].

1.1 Características do material após a soldagem



Figura 1 – Esquema da seção transversal da junta soldada por SAPNC, mostrando a zona misturada (ZM), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB).

O material soldado pelo processo de SAPNC apresenta quatro regiões, diferenciadas pelo tipo de influência recebida na soldagem: a zona misturada (ZM), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB). A ZM é a região pela qual passou o pino, de forma a misturar o material deformado. Geralmente, essa região apresenta tamanho de grão muito menor em comparação com as demais regiões. A ZTMA é a região externa à ZM, e se caracteriza por ter sofrido a deformação plástica causada pelo movimento de rotação do pino e mudanças microscópicas devido à temperatura provocada pelo atrito, mas não foi misturada. A ZTA é a parte que sofreu influência somente da temperatura provocada pelo atrito do pino e do ombro com o material. O MB é a região que possui as mesmas propriedades do material antes de ser soldado.

Essas regiões não têm perfil simétrico em relação ao centro da junta soldada. Isso se deve à rotação e translação do pino, que gera os chamados lado de avanço (LA) e lado de retrocesso (LR). O LA é o lado em que ocorre a maior deformação plástica e a maior velocidade relativa durante a soldagem, enquanto o LR é onde há a menor velocidade relativa e a maior parte da mistura do material deformado, pois este é forçado contra o sentido de avanço [4].

2- MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais estudados

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 superduplex UNS S32750 pela Outokumpu®; suas composições encontram-se na Tab. 1. A chapa de aço inoxidável duplex foi posicionada no lado de avanço (LA) e a chapa de aço inoxidável austenítico, no lado de retrocesso (LR), uma vez que o aço S32750 possui maior dureza e resistência mecânica do que o aço 316L, e por isso necessita de maior atrito e esforço para se deformar plasticamente.

Tabela 1 – Composição química dos materiais 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) Aço inoxidável austenítico equivalente ao AISI/ABNT 316L. Composição fornecida pela Villares Metals®.

(2) Aço inoxidável superduplex equivalente ao SAF 2507. Composição química fornecida pela Outokumpu®.

2.2 União por SAPNC

A máquina utilizada para a soldagem foi a Friction Stir Welding RM-2 da TTI® (Transformation Technologies Inc.), podendo operar até 70 kN de força axial e torque máximo de 186 N.m. Foi utilizada ferramenta do compósito de 60%_{volume} de nitreto cúbico de boro policristalino com 40% da liga W-Re (PCBN-WRe), da qual 75%_{peso} é W e 25%, Re. A temperatura máxima recomendada de operação da ferramenta é de 800°C e a temperatura da ferramenta durante o processo de soldagem é medida por meio de um termopar acoplado à ferramenta.



Figura 22 – a) Máquina de SAPNC. b) ferramenta de PCBN-WRe, com indicações do pino e do ombro.

2.3 Análise Metalográfica e Ensaios

As juntas com melhor resultado foram cortadas e embutidas em baquelita, lixadas com lixas de granas de 200 a 2000 e polidas com pasta de diamante de 1 μm . Com o intuito de observar a microestrutura, o preenchimento total da junta e a presença de defeitos internos, como cavidades e outros, as amostras foram submetidas a ataque eletrolítico em solução de 40% de ácido nítrico em água, a 1,5 V por 60 segundos. As amostras foram observadas em microscópio ótico Olympus BX51M. Foram também realizados ensaios de dobramento e por líquidos penetrantes.

3- RESULTADOS E DISCUSSÕES

Foram realizadas cinco juntas soldadas com diferentes parâmetros (Tab. 2), tendo como principal variável a velocidade de rotação da ferramenta. A última junta foi realizada com controle de força axial ao invés de controle de posição da ferramenta a fim de obter melhor controle sobre a qualidade, a aparência e a penetração da junta. 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 2 – Parâmetros de soldagem por SAPNC utilizados nos testes para o presente trabalho.

Nº da junta	Penetração (mm)	Vel. avanço (mm/min)	Frequência de rotação (rpm)	Tipo de controle	Aporte térmico (kJ.mm ⁻¹)	Torque máx. (N.m)	Força axial máx. (kN)	Temp. máx. (°C) (*)
01	5,54	100	300	Posição	1,81	100	58,5	811
02	5,47		200		1,63	150	54,0	760
03	5,47		200-150-100		1,41	120-150-225	48,5	750
04	5,47		150		1,23	140	47,0	680
05	5,42			Força Z (57 kN)	1,60	180	-	805

(*) Temperatura Máxima registrada da ferramenta.

Ao iniciar a soldagem com 100 rpm, o torque da ferramenta ultrapassou o limite da máquina, impossibilitando de concluir a união das chapas. Na junta 05 a força de penetração máxima não foi 47 kN, como foi obtido como referência na junta anterior, pois não gerava boa penetração da ferramenta nas chapas, por isso foi necessário aumentar a força vertical para aumentar a penetração da ferramenta.

Nas juntas feitas com controle de posição, a força vertical, a temperatura da ferramenta e o aporte térmico diminuem à medida que a frequência de rotação do processo é reduzida. Isso é devido à diminuição do atrito da ferramenta com o material provocado pela rotação da mesma, o que gera menos calor. No entanto, ao se operar em controle de força, o aporte térmico, o torque e a temperatura da ferramenta aumentaram enquanto a penetração diminuiu. Esse resultado não era esperado e será necessário reproduzir mais juntas com os mesmos parâmetros para confirmar os valores encontrados e assim determinar as possíveis causas.

As juntas 02 (Fig. 3a), 04 e 05 (Fig. 3b) apresentaram os melhores resultados: boa largura do cordão de solda e redução ou ausência de defeitos superficiais, sendo que a junta 05 não apresentou rebarba no lado de avanço. Todas as outras apresentaram defeitos como elevada rugosidade, excesso de aquecimento do material, falta de penetração e rebarba. A elevada rugosidade e a rebarba são ocasionadas pelo aquecimento excessivo da junta durante a soldagem. Não foi observada aderência do material soldado ao material de suporte, nem falta de preenchimento.

Apesar de não ser detectado pelo ensaio por líquidos penetrantes, o ensaio de dobramento indicou que não houve penetração total das juntas realizadas, sendo necessária uma ferramenta com pino maior para unir os materiais até à raiz.

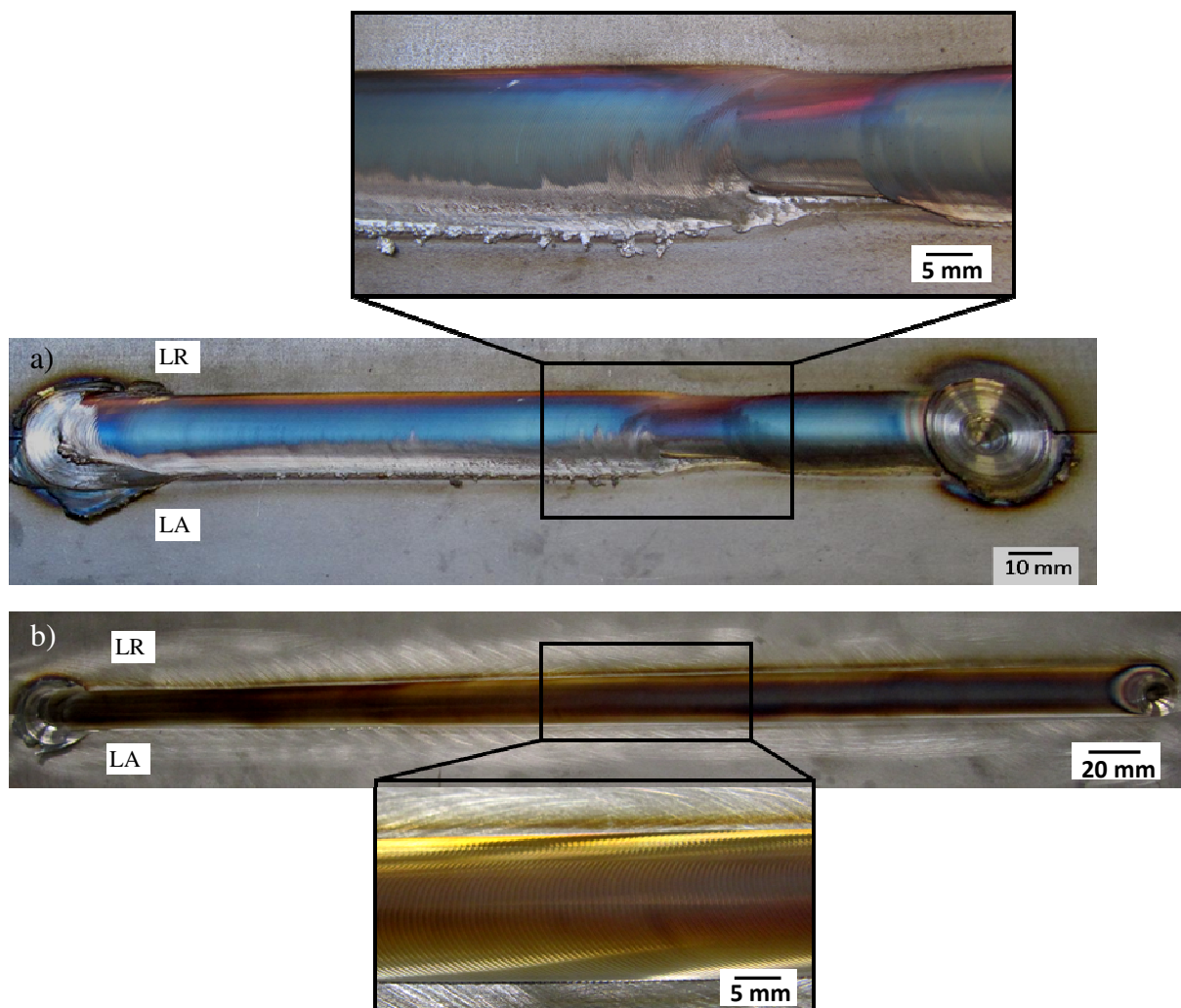


Figura 3 – a) Junta 02 (300 rpm e $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$) em controle de posição. A região de cordão mais estreito apresenta falta de penetração por parte da ferramenta, representando um tipo de defeito externo. Há uma pequena quantidade de rebarba e rugosidade no lado de avanço (região em detalhe). b) Junta 05, (controle de força em 57 kN), sem defeitos superficiais ou rebarbas.

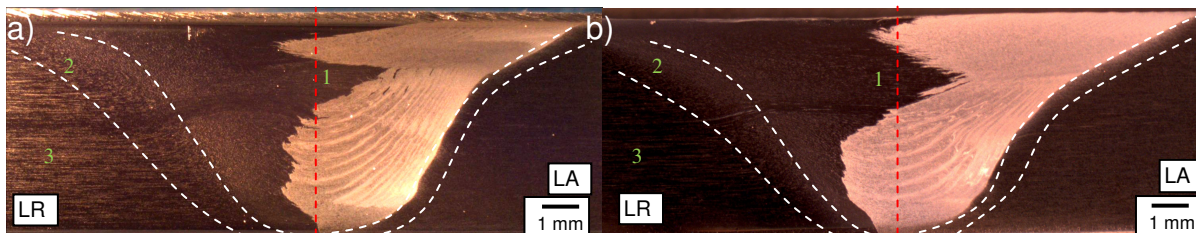


Figura 4 –Macrografia da junta 02 (a) e 05 (b) com o aço austenítico no lado do retrocesso (LR) e aço duplex no lado de avanço (LA). Nota-se em ambas as juntas uma interface bem definida na Zona Misturada (ZM) entre a parte que possui microestrutura duplex (região mais clara) e a que possui microestrutura totalmente austenítica (região mais escura), além de ausência de defeitos gerados por falta de preenchimento. Indicados nas figuras estão as zonas de solda: (1) ZM, (2) ZTMA e (3) ZTA/MB. Ataque eletrolítico usando solução de 40% de ácido nítrico em água, a 1,5 V por 60 segundos. A linha tracejada ao centro indica o centro da junta soldada.

Das juntas realizadas, somente as 02 e 05 foram submetidas à análise metalográfica (Fig. 4). Nessas análises foi possível observar que as mesmas 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. Em ambas as juntas há uma interface bem definida na ZM entre a parte que possui microestrutura duplex (região mais clara) e a que possui microestrutura totalmente austenítica (região mais escura), o que mostra que não houve mistura dos aços a ponto de gerar uma nova região de composição diferente àquelas dos metais de base.

A junta 05 aparenta ter maior influência do ombro do que do pino, apesar do mesmo ter penetrado menos no material, uma vez que a extensão da ZM e da ZTMA, na superfície da junta, é maior do que a solda 02, possuindo um perfil menos acentuado. Isso se deve ao fato de a junta 05 ser mais quente do que a junta 02, influenciando mais a microestrutura.

4- CONCLUSÕES

Juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico ABNT 316L e duplex UNS S32750 podem ser unidas pelo processo de SAPNC. Os melhores parâmetros encontrados para chapas de 6 mm de espessura utilizando ferramenta de PCBN-WRe foram frequência de rotação de 150 e 200 rpm, velocidade de avanço de 100 mm.min⁻¹. Essas juntas apresentaram baixa rugosidade, pouca rebarba e ausência de defeitos

internos. A junta 05 apresentou maior influência do ombro da ferramenta do que a junta 02.

5- AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer ao LNNano/CNPEM pelo suporte técnico e infraestrutura, ao CNPq pela bolsa concedida, à Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) pelo mestrado e à Petrobrás, pelo projeto e equipamentos.

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. MISHRA, Rajiv S.; MAHONEY, Murray W. ***Friction Stir Welding and Process***. USA: ASM International, 2007. v. 1 , pp. 1- 5.
5. 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.

Dissimilar friction stir welding between AISI 316L austenitic stainless steel and UNS S32750 superduplex stainless steel

Abstract

In order to verify the viability of dissimilar AISI 316L austenitic and UNS S32750 superduplex stainless steels joining 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 100-300 rpm and travelling speed of 100 mm.min⁻¹. These welded joints showed adequate bead width, low roughness and good appearance. Metallographic analysis showed no internal defects. However, tool temperature reached its limit (800 °C) and spindle torque and vertical forces were near the limit supported by FSW machine (180 N.m and 70 kN respectively).

Keywords: Friction stir welding; Dissimilar welding; duplex stainless steel, austenitic stainless steel.

APÊNDICE B – Trabalho apresentado no XI Seminário Brasileiro de Aço Inoxidável

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

(3) Composição química fornecida pela Villares.

(4) 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 μ m 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.

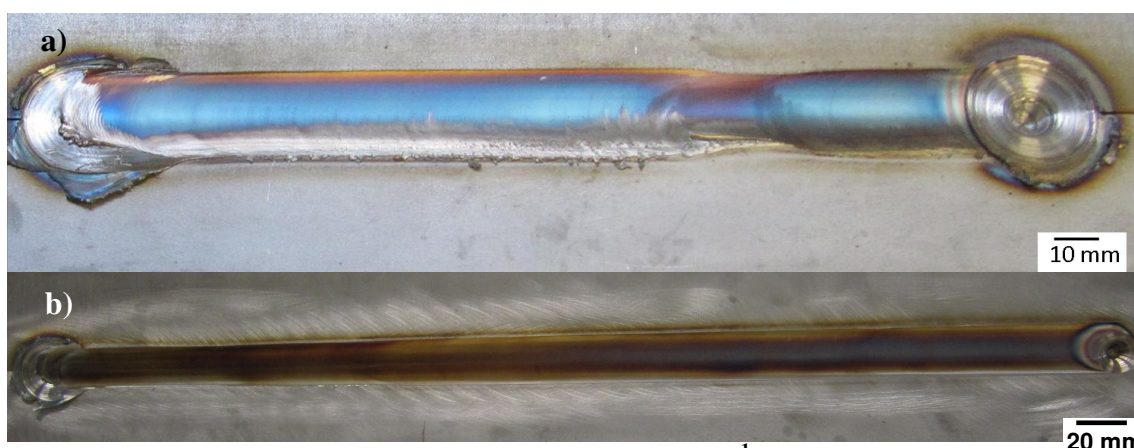


Figura 2 – a) Junta nº 02, soldada com 300 rpm e 100 mm.min^{-1} em controle de posição. A região de cordão mais estreito apresenta falta de penetração por parte da ferramenta, representando um tipo de defeito externo. Há uma pequena quantidade de rebarba no lado de avanço. b) Junta nº 05, soldada com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

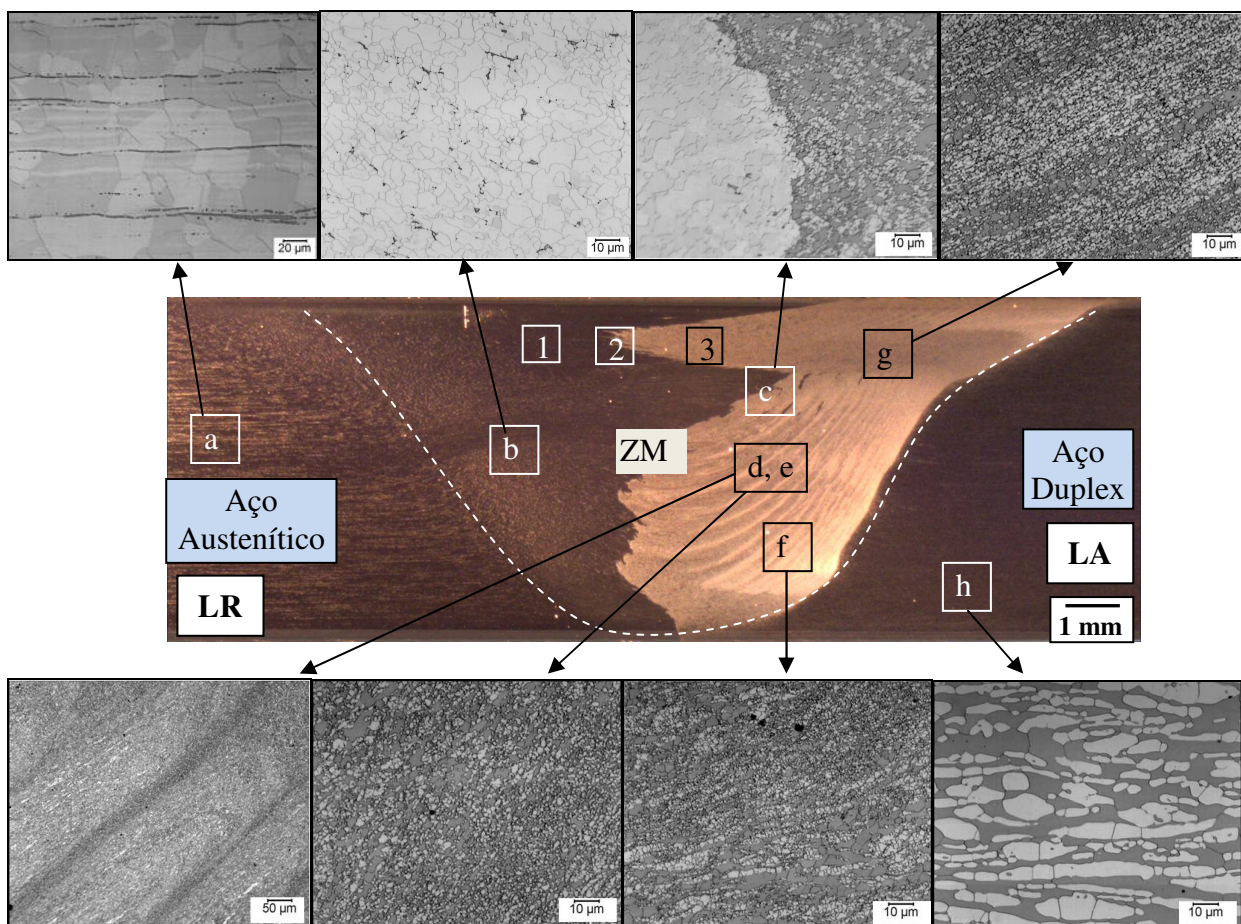


Figura 3 – Macrografia da junta n° 02 com o aço austenítico no lado do retrocesso (LR) e aço duplex no lado de avanço (LA). Nota-se uma interface bem definida na Zona Misturada (ZM) entre a parte que possui microestrutura duplex (região mais clara) e a que possui microestrutura totalmente austenítica (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.

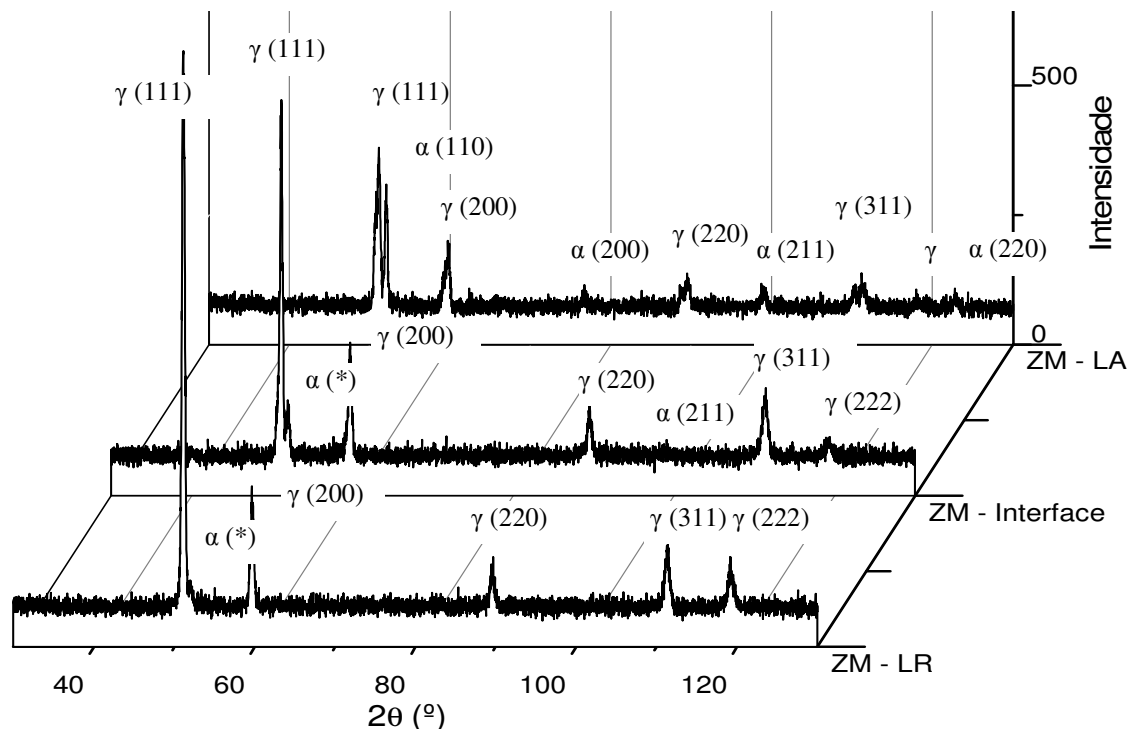


Figura 4 – Espectros de difração para as regiões da Zona Misturada do lado de retrocesso (ZM-LR), na interface dos aços duplex e austenítico (ZM- Interface) e no lado de avanço (ZM-LA), estando indicados os picos de austenita (γ) e ferrita (α) e os respectivos planos de difração. $\alpha(*)$ possui o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