



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
SISTEMA DE BIBLIOTECAS DA UNICAMP
REPOSITÓRIO DA PRODUÇÃO CIENTÍFICA E INTELLECTUAL DA UNICAMP

Versão do arquivo anexado / Version of attached file:

Versão do Editor / Published Version

Mais informações no site da editora / Further information on publisher's website:

https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242016000100059

DOI: 10.1590/0104-9224/SI2101.06

Direitos autorais / Publisher's copyright statement:

©2016 by Associação Brasileira da Soldagem. All rights reserved.

DIRETORIA DE TRATAMENTO DA INFORMAÇÃO

Cidade Universitária Zeferino Vaz Barão Geraldo

CEP 13083-970 – Campinas SP

Fone: (19) 3521-6493

<http://www.repositorio.unicamp.br>

Soldagem por Atrito com Pino Não Consumível de Aços Inoxidáveis Duplex^a

Tiago Felipe de Abreu Santos^{1,2,3}, Edwar Andrés Torres^{2,3,4}, Antonio Jose Ramirez^{2,3,5}

¹ Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Departamento de Engenharia Mecânica, Recife, PE, Brasil.

² Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP, Brasil.

³ Laboratório Nacional de Nanotecnologia – LNNano/CNPEN, Campinas, SP, Brasil.

⁴ Universidad de Antioquia, Departamento de Ingeniería Mecánica, Medellín, ANT, Colombia.

⁵ The Ohio State University, Department of Materials Science and Engineering, Columbus, OH, USA.

Recebido: 28 Set., 2015

Aceito: 21 Jan., 2016

E-mail: tiago.felipe@ufpe.br (TFAS)

Resumo: Os aços inoxidáveis duplex são bem sucedidos em uma variedade de aplicações como a indústria alimentícia, petroquímica e para plantas de dessalinização da água do mar, onde alta a resistência à corrosão e alta resistência mecânica são exigidas. Contudo, durante operações de soldagem por fusão pode haver alteração da microestrutura favorável destes materiais comprometendo seu desempenho. O processo de soldagem por atrito com pino não consumível pode gerar juntas no estado sólido evitando os típicos problemas da solidificação da poça fundida como segregação de elementos de liga, formação de trincas de solidificação e liquação; para o caso de aços inoxidáveis superduplex, pode-se evitar proporções desbalanceadas de ferrita e austenita, formação de fases secundárias deletérias e crescimento de grão ferrítico na zona termicamente afetada. Juntas consolidadas com penetração completa foram obtidas usando chapas de 6 mm de espessura para os aços inoxidáveis duplex UNS S32101 e S32205 e superduplex S32750 e S32760. As amostras foram submetidas a ensaios de tração indicando uma melhoria do desempenho mecânica das juntas soldadas com o aumento da tensão de escoamento e do limite de resistência à tração para todos os casos. Em relação à caracterização microestrutural, um pronunciado refinamento da ordem de 1 µm foi observado na junta soldada. Este refinamento foi associado à combinação de mecanismos de restauração na microestrutura bifásica promovida pela deformação severa junto com a alta temperatura durante o processo de soldagem.

Palavras-chave: Soldagem por atrito com pino não consumível; Aços inoxidáveis duplex; Desenvolvimento de parâmetros de soldagem.

Friction Stir Welding of Duplex Stainless Steels

Abstract: Duplex stainless steels are successful in a variety of applications such as the food industry, petrochemical and plants for desalination of seawater, where high corrosion resistance and high mechanical strength are required. However, the beneficial microstructure may be change during fusion welding steps and it can compromise the performance of these materials. Friction stir welding is a solid state process avoiding typical problems concerning solidification such as solidification cracks, liquation and segregation of alloying elements. For superduplex stainless steels can avoid unbalanced proportions of ferrite and austenite, formation of secondary deleterious phases and grain growth of ferrite in the heat affected zone. Consolidated friction stir welded joints with full penetration of 6 mm thick were obtained for UNS S32101 and S32205 duplex and S32750 and S32760 superduplex stainless steels. The friction stir welds were submitted to tensile tests indicating an improvement of strength in welded joints showing increased of yield and tensile strength for all studied cases. Regarding the microstructural characterization, an outstanding grain refinement was observed in the welded joint achieving grain sizes as small as 1 µm. This refinement was associated with the combination of microstructural restoration mechanisms in the dual phase microstructure promoted by severe deformation associated with a high temperature during the welding process.

Key-words: Friction stir welding; Duplex stainless steels; Welding parameters development.

^a Contribuição para XLI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem



1. Introdução

Aços inoxidáveis duplex (AIDs) ocupam uma excepcional posição dentre os aços inoxidáveis. São largamente utilizados em indústrias tais como a química, de alimentos, de gás e óleo, dentre outras, devido à boa combinação de desempenho mecânico e de resistência à corrosão; combinação que é produto da balanceada microestrutura bifásica

e ausência de fases secundárias deletérias. A estrutura bifásica de ferrita (α) e austenita (γ) combina os efeitos benéficos das duas fases e permite ao AID combinar resistência mecânica elevada (ferrita) e boa tenacidade (austenita), inclusive em baixas temperaturas [1].

A aplicação prática de qualquer aço em grande escala é criticamente dependente do uso da soldagem. No caso dos AIDs, o bom desempenho de uma junta soldada depende inevitavelmente da fração aceitável de ferrita e da ausência das fases deletérias, tais como nitretos e intermetálicos na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA).

O processo de soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC), conhecido como *Friction Stir Welding* (FSW), é uma técnica que usa a rotação da ferramenta para gerar calor por atrito ao mesmo tempo em que impõe uma deformação severa no material, que é necessário para plastificar o metal ao redor. Após a introdução da ferramenta sobre a chapa, tem-se o deslocamento da mesma ao longo da junta, promovendo a mistura mecânica do material plastificado e consolidando uma junta na parte posterior (Figura 1). As vantagens do processo de SAPNC em relação aos processos de soldagem por fusão são: 1) excelente reprodutibilidade; 2) eliminação de defeitos produzidos durante a fusão e a solidificação do metal; 3) menor aporte térmico e temperatura máxima associada ao processo; 4) eliminação das dificuldades relacionadas com a fragilização por hidrogênio em aços; 5) redução ou eliminação dos fumos de soldagem; 6) alta produtividade; 7) menor custo de produção para algumas aplicações e 3) a união de ligas de limitada soldabilidade ou ligas dissimilares [2,3].

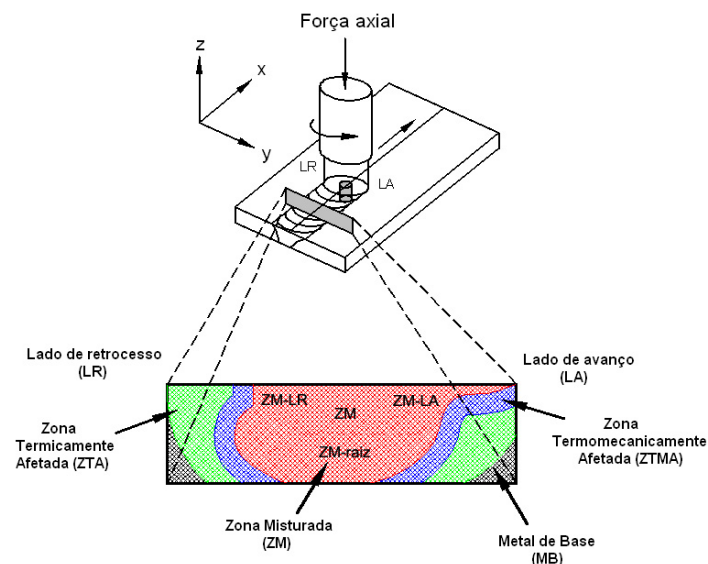


Figura 1. Macrorregiões observadas na junta soldada utilizando o processo de atrito com pino. É ressaltada a assimetria da junta devido à geração diferenciada de calor e ao fluxo de material plastificado.

Em geral, taxas de resfriamento elevadas podem resultar em altas quantidades de ferrita e formação de nitretos em todos os AIDs, embora a formação da austenita seja mais rápida para AIDs com maiores teores de N. Por outro lado, taxas de resfriamento menores e reaquecimento na faixa de temperaturas de 600 °C a 1000 °C favorecem a ocorrência de fases intermetálicas, sobretudo em aços inoxidáveis duplex de alta liga ou superduplex (AISDs). A microestrutura desejável para AIDs é alcançada através do controle da taxa de resfriamento (pré-aquecimento, temperatura de interpasse e aporte térmico) e a composição química do material (escolha do aço, metal de adição, gás de purga e diluição) [4]. Em geral, todos os processos de soldagem usados em aços inoxidáveis são adequados para os AIDs. Todavia, os processos de soldagem com baixa e alta energia devem ser usados com cautela e processos de soldagem sem o uso de metal de adição são normalmente evitados segundo Karlsson [4]. O autor destaca a SAPNC apenas como uma possibilidade para o AISD UNS S32750. Dentre todos os AIDs, alguns estudos já foram feitos em SAPNC referente aos aços UNS S32205 por [5] e [6] e para o aço S32750 por [7], entretanto estes trabalhos se focaram principalmente na metalurgia do processo.

Conforme destacado, os AIDs, geralmente, apresentam boa soldabilidade, entretanto quando unidos por soldagem por fusão podem sofrer alterações em sua microestrutura favorável. Estas mudanças microestruturais – proporções desbalanceadas de ferrita e austenita, formação de fases secundárias deletérias e crescimento de grão ferrítico – podem causar diminuição da tenacidade e de resistência à corrosão na junta soldada [8-11]. A tecnologia de SAPNC apresenta diversas vantagens para a soldagem dos AIDs, dentre elas, podem-se ressaltar a união no estado sólido que permite evitar as consequências da mudança da composição química na poça de fusão que altera o balanço microestrutural, além de excluir problemas como segregação de elementos de ligas e formação de trincas de solidificação [12].

A junta soldada mediante o processo de SAPNC apresenta regiões com diferentes histórias termomecânicas as quais podem ser identificadas na seção transversal da junta, como mostra na Figura 1. A zona misturada (ZM) é uma região de completa recristalização com alto grau de refinamento de grão devido aos altos níveis de deformação em temperatura elevada; a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) é uma região que experimenta contribuições do calor e da deformação em intensidade menor, exibindo recristalização parcial ou não-recristalização; a zona termicamente afetada (ZTA) apresenta efeitos do calor e o metal de base (MB) permanece inalterado [12]. O processo de SAPNC não é simétrico com relação à linha central da junta devido às diferentes velocidades relativas alcançadas nas duas interfaces laterais da ferramenta e o material soldado, bem como pelos diferentes níveis de deformação em ambos os lados. Aquele lado onde o deslocamento da ferramenta e o fluxo de material permanecem no mesmo sentido é denominado lado de avanço (LA) e o lado onde o deslocamento da ferramenta é contrário ao fluxo do material é denominado lado de retrocesso (LR), ambos os lados estão destacados na Figura 1.

2. Materiais e Métodos

O estudo foi realizado em graus comerciais dos AIDs UNS S32101 e S32205 e dos AISDs UNS S32750 e S32760, cujas composições químicas são mostradas na Tabela 1. A composição química foi fornecida pelos fabricantes dos respectivos aços.

Tabela 1. Composição química (% em peso) dos AIDs UNS S32101 e S32205 e dos AISDs S32750 e S32760.

UNS	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Cu	N	P	S
S32101	0,02	0,70	5,13	21,4	1,62	0,21	----	0,28	0,22	0,024	0,001
S32205	0,02	0,30	1,80	22,5	5,40	2,80	----	----	0,16	0,030	0,001
S32750	0,02	0,25	0,78	24,9	6,88	3,79	----	0,34	0,26	0,023	0,001
S32760	0,02	0,35	0,64	25,2	7,0	3,7	0,62	0,62	0,23	0,024	0,002

As juntas soldadas foram executadas em equipamento exclusivo para SAPNC, modelo RM-1a da *Transformation Technologies Inc.*, que permite controle da ferramenta por dois mecanismos: por controle de posição ou por controle de força. No primeiro, define-se quanto o pino da ferramenta penetra na junta por meio da posição da mesma com relação à superfície da junta (posição da ferramenta em z). No segundo, se define a força axial com que a ferramenta é inserida na junta. O equipamento empregado conta com capacidade de força axial de 67 kN, velocidade de avanço de 1000 mm.min⁻¹ e velocidade de rotação de 3000 rpm. Foram definidas as variáveis do processo SAPNC e avaliadas durante o projeto. Os parâmetros do processo mais relevantes são apresentados na Tabela 2.

Tabela 2. Parâmetros de entrada e resposta no processo de SAPNC [2].

Parâmetros de Entrada	Parâmetros de Resposta
<ul style="list-style-type: none"> • Composição química dos materiais • Configuração da junta • Configuração da ferramenta • Velocidade de rotação • Velocidade de avanço • Ângulo de inclinação da ferramenta • Força em z (controle por força) • Penetração da ferramenta (controle por posição) • Condições de resfriamento 	<ul style="list-style-type: none"> • Aparência da junta (visual) • Formação de macrodefeitos • Desempenho mecânico da junta • Força em x • Força em y • Torque aplicado pelo motor • Temperatura da ferramenta • História térmica da junta soldada

A maioria dos parâmetros de entrada foram definidos e mantidos ao longo do projeto, como os materiais a serem soldados, o tipo de junta (junta a topo), a espessura das chapas (6 mm), a ferramenta de composto de nitreto de boro cúbico policristalino em matriz de tungstênio-rênio (PCBN-40%WRe). Porém, a velocidade de avanço, de rotação e a força axial foram variáveis cujo efeito no processo de soldagem foi avaliado.

Placas de 500 mm de comprimento, 90 mm de largura e 6,0 mm de espessura foram soldadas por SAPNC. As juntas soldadas foram executadas em direção normal à direção de laminação. Convém destacar que os AIDs são submetidos à laminação cruzada durante o processo de fabricação; portanto, entende-se como direção da laminação o último passe de laminação. Ressalta-se, todavia, que a típica estrutura laminada está presente nas direções de laminação e transversal, sem apresentar grandes diferenças uma em relação à outra. O desenvolvimento das juntas soldadas foi realizado em duas etapas: juntas preliminares e juntas finais. As juntas soldadas preliminares foram obtidas variando a velocidade de rotação (200-600 rpm), velocidade de avanço (50-150 mm.min⁻¹) e penetração da ferramenta por controle de posição. Como critério de avaliação das juntas preliminares foi adotada a PN-EN ISO 25239-5, apresentada por Pietras and Węglowski [13], além de considerar a aparência da junta soldada. As juntas finais foram realizadas a 200 e 450 rpm, 60 e 100 mm.min⁻¹, com penetração da ferramenta controlada por força, com carga axial de 22 e 37 kN.

A preparação metalográfica das amostras consistiu em abrasão com lixas d'água de granulometria de 180 a 1500 mesh, seguido de polimento com diamante de granulometria de 3 µm e 1 µm. O polimento mecânico-químico final em suspensão de sílica de granulometria de 0,05 µm foi efetuado utilizando o equipamento Vibromet®. Para revelar a microestrutura um ataque eletrolítico de 60% vol. de ácido nítrico (H₂NO₃) em água destilada foi utilizado. Os parâmetros utilizados foram tensão de 1,50 V e tempo de 75 s; foi realizado um ataque posterior com tensão de 0,7–0,8 V, por 5 min, para melhorar o contraste dos contornos de grãos ferríticos. Das juntas finais foram fabricados corpos de prova para a realização de testes mecânicos de tração, segundo a norma AWS B 4.0.92 [14]. De cada junta soldada foi extraído corpo de prova paralelo à linha da junta, visando determinar a resistência do metal processado pela ferramenta, sendo que para cada aço foram avaliados três corpos de prova. As superfícies de fraturas foram analisadas por meio de MEV. Finalmente, foram realizados mapas de dureza Vickers (HV_{0,2/15}) por microindentação, para conferir as alterações em cada região da junta soldada.

3. Resultados e Discussão

3.1. Processo de soldagem

Na Figura 2a observa-se uma junta preliminar soldada com controle de posição, onde a penetração inicial da ferramenta no material apresentou a formação de rebarba. Normalmente, durante esta etapa se utiliza velocidades de rotações e força axiais mais altas visando facilitar a penetração da ferramenta no material e mitigar risco de quebra da mesma. Neste período estão presentes as maiores cargas atingidas na ferramenta, devido o material não estar suficientemente plastificado. Porém, uma vez alcançada a penetração da ferramenta diminui-se a força axial a fim de minimizar a formação de rebarba, já que com o material plastificado o risco para a ferramenta diminui drasticamente. Durante a realização dos testes preliminares foram determinadas as velocidades de rotação e avanço adequadas para obter juntas com acabamento superficial satisfatório até se obter uma largura em torno de 18 mm pela modificação da penetração da ferramenta. Após a soldagem da junta, a falta de penetração na superfície é verificada, conforme consta na Figura 2a, ou na raiz da junta; a Figura 2b apresenta a soldagem de duas placas de AID em que não foi detectada a falta de penetração da superfície.

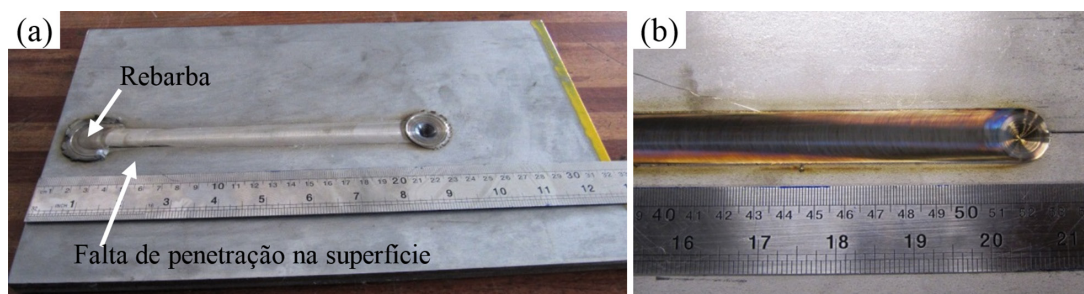


Figura 2. Desenvolvimento de parâmetros em uma chapa de AID: (a) Junta preliminar do aço S32101, com formação de rebarba na inserção da ferramenta e falta de penetração; (b) junta final a topo do aço S32101.

A Figura 3a ilustra o comportamento da carga axial durante a soldagem com controle de posição; comparando essa figura com as posições na junta soldada onde se obteve penetração total (Figura 2), tomando como referência a posição $x = 0$ (penetração da ferramenta), se obtiveram valores de carga axial adequados para a realização das juntas finais sem presença de defeitos. Na Figura 3a destaca-se a carga consideravelmente alta, da ordem de 43 kN, sendo fortemente diminuída até em torno de 15 kN, gerando o aparecimento da falta de penetração indicada na Figura 2a. Na Figura 3a é clara a mudança de penetração pelo modo de controle de posição, até atingir valores mais estáveis, que posteriormente foram usados para as juntas finais no modo de controle de força.

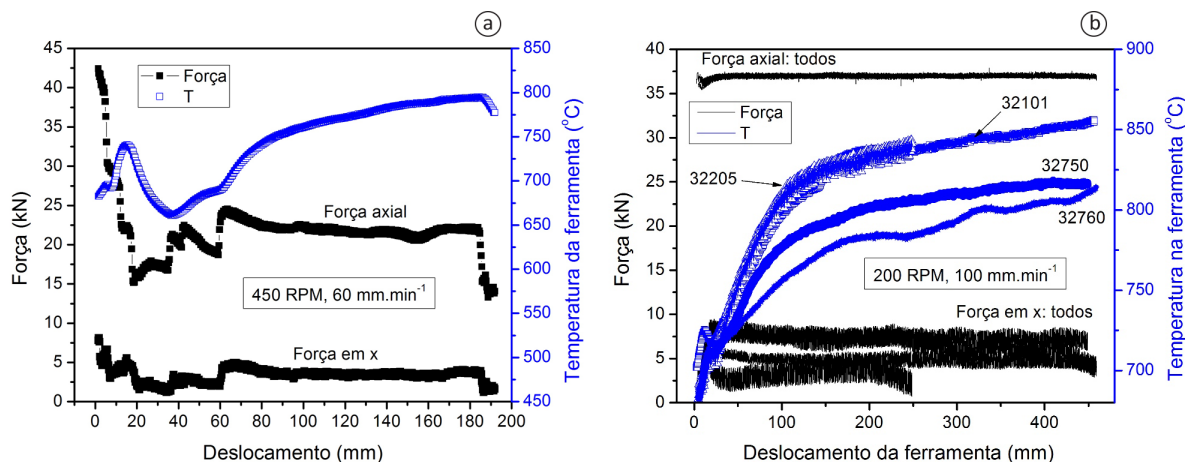


Figura 3. Curvas comparativas durante a soldagem para as condições: (a) controle de posição no aço S32760 e (b) controle de força para todos os AID estudados neste trabalho.

Não foi possível encontrar literatura que defina o efeito do modo de posicionamento da ferramenta – controle de posição ou controle de força – na qualidade da junta soldada. É claro que no modo de controle de posição a força sob a ferramenta muda para manter a penetração constante e o contrário acontece no modo de controle de força. No entanto, durante os testes preliminares e as juntas finais, foi identificada como melhor opção o uso do controle de força para a obtenção de juntas consolidadas com penetração completa sem defeitos de raiz, conforme se verifica na Figura 3b. Durante a soldagem com o uso do controle de posição, se observou a mudança contínua da penetração da ferramenta, o qual foi atribuído à variação da força axial visando atingir condições satisfatórias conforme previamente descritas. Já no modo de controle por força axial, a penetração da ferramenta manteve constante permitindo a junta sem defeitos de raiz. López and Ramirez [15] usaram exclusivamente controle de posição tanto nas juntas preliminares quanto juntas finais visando a obtenção de juntas soldadas no sistema aço-alumínio em chapas de 2,0 mm de espessura. Para o sistema estudado pelos autores, aço-alumínio, a capacidade de plastificação diferente dos dois materiais teve uma melhor resposta no controle de posição, uma vez que correções de penetração podiam ser feitas ao longo da soldagem.

A Figura 3a também apresenta, como variáveis de resposta, a mudança da força na direção de soldagem (força em x) e a temperatura da ferramenta. No que se refere a temperatura da ferramenta, esta é registrada por um termopar inserido próximo à ferramenta. Embora o termopar inserido no colar da ferramenta não registre a temperatura no centro da junta soldada, ou exatamente na ferramenta, é possível ter valores comparativos para diferentes parâmetros de soldagem devido à alta condutividade térmica do PCBN [3,16]. O aumento da temperatura durante a soldagem é claro (Figura 3), da mesma forma que a influência da força axial na taxa de aquecimento e nos valores máximos atingidos. Por outro lado, a força na direção de soldagem é um critério de vida útil da ferramenta, segundo os fabricantes, e a mesma deve ficar abaixo de 10 kN. Estudos realizados por Steel and Sterling [17] indicaram a fratura da ferramenta quando o valor excede 15 kN. Portanto, uma primeira rotina de soldagem com controle de posição, permite determinar as condições de melhor desempenho para a ferramenta e, potencialmente, para a junta soldada.

Após determinar as condições em que se gerou boa aparência superficial, ausência de macrodefeitos, boa razão largura/penetração de solda ($\sim 3:1$) e penetração completa, foi selecionado um valor de força axial para reprodução das juntas soldadas em modo de controle de força. Para isso, foram executadas juntas a topo das ligas estudadas, conforme se apresenta na Figura 3b.

3.2. Caracterização microestrutural

A Figura 4 apresenta a microestrutura da seção transversal da junta soldada do AID UNS S32101. A macrografia em Figura 4a apresenta as várias regiões destacadas na junta, as quais serão constantemente descritas ao longo do texto: metal de base (MB), zona misturada (ZM), zona misturada lado de retrocesso (ZM-LR), zona misturada lado de avanço (ZM-LA), raiz da zona misturada (ZM-raiz), zona termomecanicamente afetada lado de retrocesso (ZTMA-LR), zona termomecanicamente afetada lado de avanço (ZTMA-LA). Segundo Mishra and Mahoney [12], estas regiões surgem devido a fatores geométricos da ferramenta e ao movimento complexo do material causando gradientes de deformação, temperatura e de taxa de deformação. Observam-se ainda as linhas de fluxo de material na ZM-LA, que aparecem devido ao movimento assimétrico do material. Mishra and Mahoney [12], também apresentam vários estudos usando marcadores, os quais têm indicado que o material plastificado é rotacionado a partir do LA e avança simultaneamente com o pino em direção ao LR. A região do LA é submetida a maiores níveis de deformação do que o LR, formando linhas de fluxo que são, na verdade, regiões com diferentes níveis de refinamento de tamanho de grão e fração volumétrica das fases presentes.

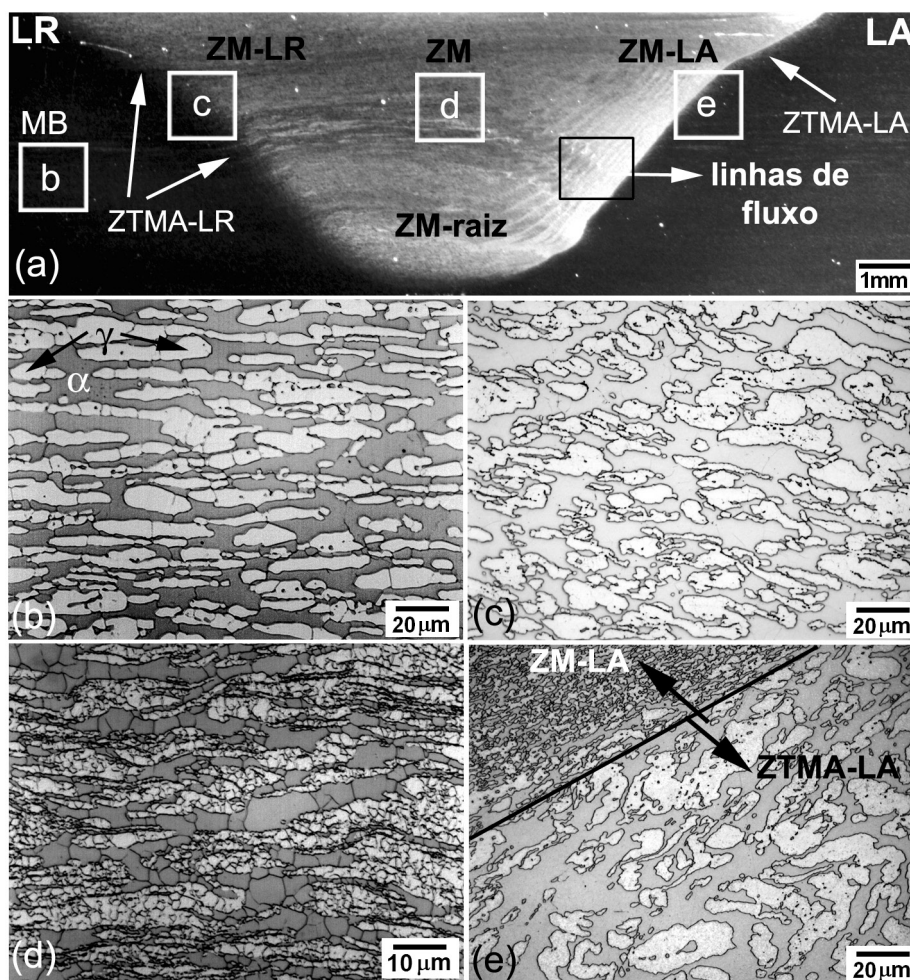


Figura 4. Caracterização por microscopia óptica da junta soldada do AID UNS S32101. (a) Macrografia, (b) MB, (c) ZTMA-LR, (d) ZM e (e) interface ZM-LA/ZTMA-LA. Estereoscopia e MO. Ataque eletrolítico: 60% vol. H_2NO_3 em água destilada.

A Figura 4b apresenta a típica microestrutura do MB do AID UNS S32101 correspondendo às ilhas de austenita (γ) em matriz ferrítica (α). Na Figura 4c, observam-se grãos levemente deformados na ZTMA-LR, entretanto, conservando similaridades com o MB. Por outro lado a ZM, na Figura 4d, apresenta um expressivo refinamento de grão da austenita e uma diminuição menos apreciável nos grãos de ferrita, com proporção semelhante de ambas as fases. Finalmente, a Figura 4e apresenta a micrografia da interface ZM-LA/ZTMA-LA, destacando a deformação sofrida nos grãos do lado da ZTMA-LA.

A diferença no tamanho dos grãos de austenita e ferrita na ZM e a deformação observada na ZTMA-LA podem ser explicadas com base no comportamento mecânicos das fases que compõem os AID estudados. Ferrita e austenita possuem diferente desempenho mecânico, bem como o mecanismo de restauração microestrutural em altas temperaturas. Ferrita é caracterizada por possuir alta energia de falha de empilhamento (EFE), exibe tipicamente o mecanismo de recuperação dinâmica em altas temperaturas. Por outro lado, a austenita possui baixa EFE e exibe tipicamente o mecanismo de recristalização dinâmica em altas temperaturas. Devido a sua tendência de recuperar, a formação de novos grãos de ferrita pode ser produzida por diferentes mecanismos: Recristalização dinâmica descontínua (*Discontinuous Dynamic Recrystallization*, DDRX) que corresponde ao mecanismo clássico de recristalização, por nucleação e crescimento dos grãos – presente na austenita –; a recristalização dinâmica contínua (*Continuous Dynamic Recrystallization*, CDRX), envolvendo a formação de núcleos por recuperação dinâmica, com aumento da desorientação por rotação devido à deformação significativa; recristalização dinâmica geométrica (*Geometric Dynamic Recrystallization*, GDRX), caracterizado pelo alongamento severo dos grãos, formando acúmulo de discordâncias no interior em que se cruzam com os contornos de grão de alto ângulo dos grãos originais gerando um aspecto serrilhado do grão, sendo que as ondulações se aproximam até fazerem contato, dividindo os grãos iniciais, criando novos microgrãos [18]. Além disso, os mecanismos de recristalização que agem quando a microestrutura é igual – caso dos aços inoxidáveis austeníticos ou ferríticos – são diferentes aos observados no caso de estruturas dúplex, como nos AIDs e AISDs [19]. Para os sistemas com estruturas dúplex, nos estágios iniciais da deformação em temperatura elevada, a ferrita dentro da austenita é deformada mais severamente, devido à maior resistência da austenita, que age como matriz para a fase mais dúctil; com o aumento da resistência por encruamento na ferrita a carga se transfere para a austenita e o gradiente de deformação diminui como resultado da acomodação oriunda dos mecanismos de restauração [20,21].

3.3. Ensaios mecânicos

Os ensaios de tração do metal de base e das juntas soldadas dos aços estudados foram realizados empregando corpos de prova como o apresentado na Figura 5a, destacando que a carga axial é executada paralelamente à linha da junta. Uma curva de força-deslocamento, obtida durante o ensaio de tração para o aço UNS S32760, é apresentada na Figura 5b, onde se observa claramente uma maior tensão de escoamento e limite de resistência à tração; contudo, contrário aos aços S32101 e S32750, indicou claramente uma diminuição da tenacidade.

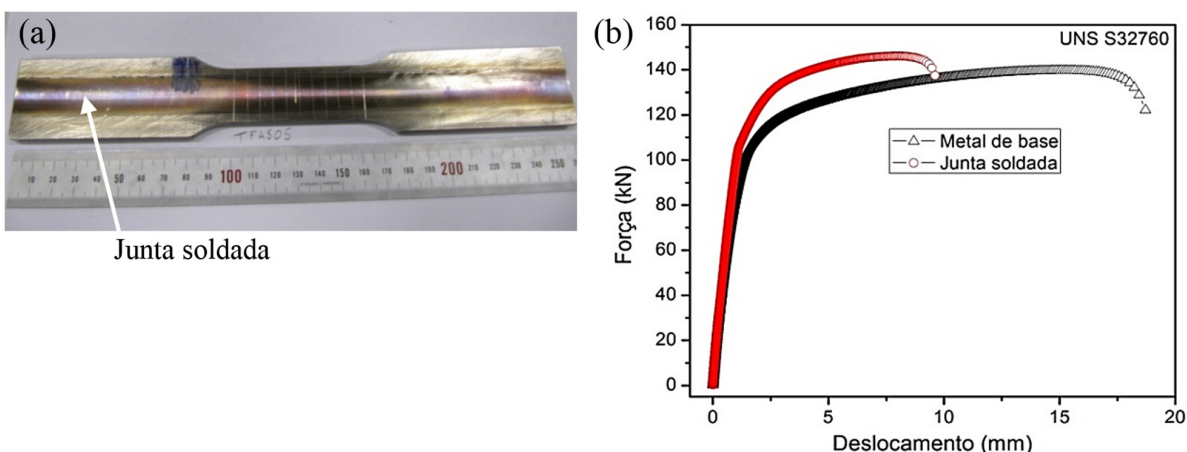


Figura 5. (a) Corpo de prova para a realização dos ensaios mecânicos e (b) curva força-deslocamento para o aço UNS S32760.

Em geral, os resultados revelam um aumento do limite de escoamento, limite resistência à tração concomitantemente com aumento da ductilidade, exceto para o aço UNS S32760. Os ensaios não foram realizados para o aço UNS S32205 devido à indisponibilidade de amostras de tamanho adequado. A Tabela 3 apresenta os dados obtidos pelos ensaios de tração em amostras do metal de base e em amostras longitudinais nas juntas soldadas [22].

Tabela 3. Ensaio de tração longitudinais em juntas soldadas [22].

UNS	LE (MPa)	LR (MPa)	AI %
32101-MB	530*	700*	30*
32101-ZM	607±2	798±11	37±1
32750-MB	550*	795*	20*
32750-ZM	749±12	912±3	34±1
32760-MB	619*	871*	25*
32760-ZM	743±34	908±67	13±4

LE: Limite elástico; LR: Limite de resistência; AI: Porcentagem de alongamento.

*Dados do certificado de inspeção Outokumpu [23].

Da análise das superfícies de fratura após os testes de tração, a Figura 6 apresenta as fractografias das juntas soldadas para os aços UNS (a) S32101, (b) S32750 e (c) S32760. Pode ser observada uma morfologia de fratura alveolar, micromecanismo tipicamente encontrado em materiais com fratura dúctil, o que é, em especial, o caso dos AID UNS S32101 e AISD UNS S32750, visto que apresentaram alta ductilidade antes da fratura e morfologia de fratura alveolar. O aspecto dos alvéolos depende do estado de tensão. Sob condições de carregamento axial, os alvéolos tendem a formar em associação a partículas de segunda fase e/ou interfaces e, geralmente, possuem aspecto esférico, e crescem no plano normal ao eixo de sollicitação. No entanto, formas parabólicas e elípticas podem estar presentes no caso da ação de tensões de cisalhamento ou a combinação da sollicitação uniaxial com

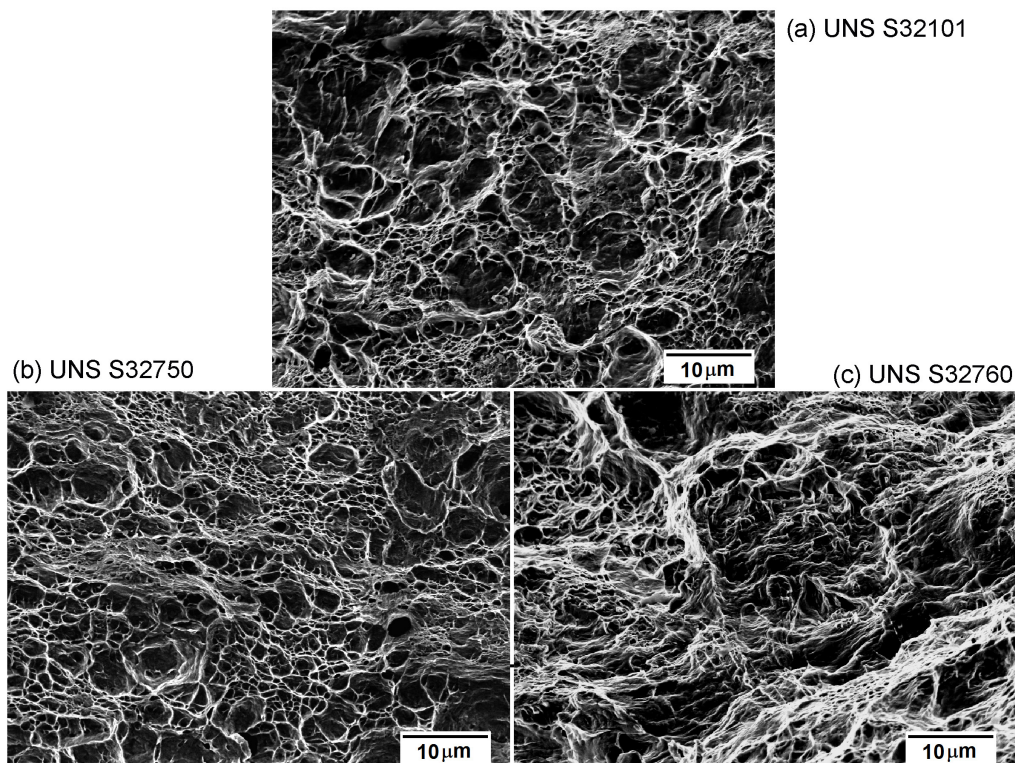


Figura 6. Fractografias obtidas por MEV na ZM da junta solda (a) UNS S32101 (b) S32750 e (c) S32760 mostrando a típica morfologia alveolar para fratura dúctil após ensaio de tração em amostras longitudinais.

cisalhamento [24]. A energia de fratura está relacionada com o tamanho e profundidade dos alvéolos, quanto maiores ambos, maior a energia de fratura associada. Portanto, a fratura nos aços S32101 e S32750 corresponde à fratura dúctil, o que coincide com o comportamento elástico observado durante os testes mecânicos. A diferença aparece no caso das juntas soldadas do aço UNS S32760, que apesar de apresentar superfície de fratura alveolar, a ductilidade durante os testes de tração foi inferior à do metal de base. Uma possível explicação é a precipitação de fases deletérias que promoveram a diminuição de ductilidade. De fato, ensaios de corrosão por imersão em FeCl_3 realizados por Santos [25] indicaram uma perda de massa muito superior a 10 mmd (miligramas por decímetro quadrado por dia) para a junta soldada do aço S32760, o que segundo a norma ASTM A923-08, indica a ocorrência de fases intermetálicas deletérias em aços inoxidáveis superduplex.

Mapas de dureza Vickers ($\text{HV}_{0,2/15}$) por microindentação são mostrados na Figura 7. Para todas as juntas é apresentado o aumento real de dureza (mapas do lado esquerdo) e o aumento relativo de dureza (mapas do lado direito). Por exemplo, a dureza do MB do AID UNS S32101 é de $270 \text{HV}_{0,2/15}$ e na ZM-LA região inferior é por volta de $370 \text{HV}_{0,2/15}$ (Figura 7a). No mapa de dureza à esquerda (Figura 7b) observa-se um aumento para a mesma região (ZM-LA) da ordem de $100 \text{HV}_{0,2/15}$, portanto esse mapa descreve o aumento proporcional de dureza ($\Delta\text{HV}_{0,2/15}$). Alguns aspectos gerais podem ser destacados. Observa-se claramente que a ZM apresenta durezas maiores do que o MB. Uma distribuição de durezas pode ser observada dentro da ZM, o LA mostra durezas maiores devido à maior intensidade de refinamento de grão que esta região apresentou. Este grau de refinamento está relacionado ao maior grau de deformação nesta região. Destaca-se, em especial, a região inferior da ZM-LA que apresentou as maiores durezas na junta soldada. Essa assimetria é própria do processo que durante a soldagem cria gradientes de temperaturas e deformações favorecendo a recristalização dinâmica em algumas regiões, a constar, a ZM-LA que apresentou os maiores níveis de deformação e, possivelmente, temperaturas mais elevadas.

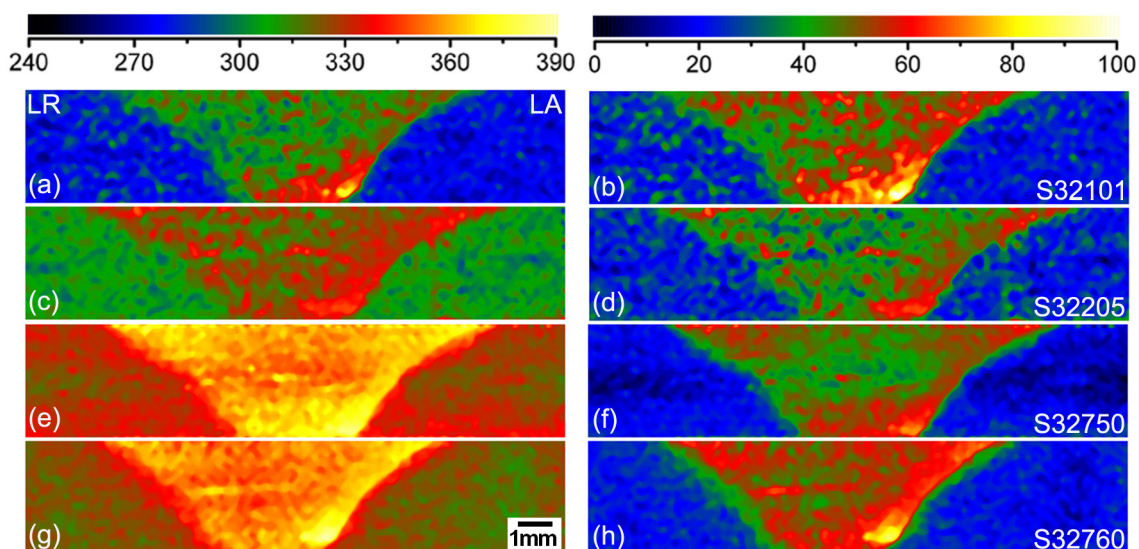


Figura 7. Mapa de dureza ($\text{HV}_{0,2/15}$) das juntas soldadas dos (a) AID UNS S32101, (c) S32205, (e) AISD UNS S32750 e (g) S32760. Em (b), (d), (f) e (h) são apresentados o aumento proporcional de dureza para as juntas soldadas, respectivamente.

Os maiores níveis de dureza ocorreram para os AISD UNS S32750 e S32760, seguidos do AID UNS S32205 e, por último, S32101. De fato, os AISD possuem maior dureza que o AID UNS S32205, seguido do UNS S32101. Por outro lado, a parte inferior da ZM do AID UNS S32101 apresentou aumento de dureza da mesma ordem que os demais. Atribui-se esse aumento de dureza ao expressivo refinamento de tamanho de grão médio na ZM-LA.

Os testes mecânicos permitiram determinar o aumento da resistência e a dureza na região processada. Existem quatro mecanismos de endurecimento dos metais, baseados na restrição ao deslocamento das discordâncias: Por solução sólida, por partículas de segunda fase, por encruamento e por refino do grão. A solução sólida não se aplica, pois na SAPNC não há mudança composicional na zona misturada. No caso dos AIDs e AISDs, não há formação de precipitados com as características de tamanho e distribuição que permitam dificultar o avanço

das discordâncias, similar ao que acontece, por exemplo, nas ligas de alumínio, eliminando assim, a hipótese de endurecimento por partículas de segunda fase. O encruamento pode ser outra causa do aumento da resistência na junta, devido ao aumento na densidade de discordâncias durante a deformação, suscitando sua interação e bloqueio, por outro lado, durante a recristalização há eliminação de discordâncias, o que permite rescindir o encruamento. Portanto, na zona misturada os efeitos do encruamento desaparecem com a recristalização, apesar de que na zona termomecânica afetada apresenta recristalização parcial do metal deformado, mantendo-se a alta densidade de discordâncias que responderiam pelo encruamento do metal nessa região. A respeito da redução do tamanho de grão, esta foi verificada na zona misturada, como consequência da recristalização dinâmica de ambas as fases – ferrita e austenita – impulsada pela o efeito combinado de deformação severa e a temperatura elevada durante o processo SAPNC. Assim como a quantidade de ferrita e austenita que se altera muito pouco durante o processo, considera-se que o aumento da dureza em toda a junta soldada foi principalmente pelo mecanismo de redução do tamanho de grão, também conhecido como Hall-Petch.

Os mapas de dureza, além de confirmar o aumento significativo da resistência na região soldada, com relação ao metal de base, revelam as mudanças significativas nas propriedades entre o lado de avanço e o lado de retrocesso na junta. Esta diferença corresponde exatamente à mudança do tamanho de grão médio presente em ambas as regiões, devido ao tempo de permanência a alta temperatura dos grãos recristalizados desde o momento de sua formação até seu deslocamento para o lado contrário da junta. Esse tempo e a temperatura acima de 1000 °C [26, 27] favorecem o crescimento dos grãos. Além disso, Su et al. [28] sugerem que o passo do metal perto da ferramenta promove a formação de novos grãos pelo mecanismo de recristalização, devido à deformação heterogênea induzida pela ferramenta sob a estrutura recristalizada e que após o surgimento dos novos grãos, inicia-se a fase de crescimento, ainda sob os efeitos termomecânicos da ferramenta.

4. Conclusões

O desenvolvimento de parâmetros de soldagem permitiu atingir uma condição satisfatória de soldagem para os quatro aços estudados neste trabalho. Os parâmetros mais adequados foram 200 rpm de velocidade de rotação, 100 mm/min de velocidade de avanço e as juntas soldadas foram obtidas por meio de controle de força, cuja força axial foi em torno de 36 kN. Esta combinação permitiu ainda o uso adequado da ferramenta de composto de PCBN-40%W-Re com temperatura máxima em torno de 850 °C e forças laterais menores que 10 kN (F_x e F_y), prolongando a vida útil da ferramenta.

As juntas soldadas apresentaram excelente acabamento superficial e penetração completa com a melhoria do desempenho mecânico. Esta melhoria foi relacionada ao alto grau de refinamento na ZM. Este refinamento foi mais intenso na ZM-LA devido aos maiores níveis de deformações a que esta região foi submetida. Os mecanismos de restauração microestrutural na junta soldada foram a recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica contínua para a ferrita e a recristalização dinâmica descontínua para austenita devido a deformação severa em altas temperaturas. Para o aço S32760 houve uma diminuição da ductilidade, o que pode estar relacionado à ocorrência de fases secundárias deletérias.

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio financeiro da Petrobras e FINEP, bolsas de estudo do CNPq e FAPESP, doação dos aços UNS S32101 e S32750 pela Outokumpu, S32205 pela Aperam South America e S32760 pela Weir Materials. TFAS agradece a UFPE e FACEPE.

Referências

- | | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| [1] McGuire MF. Duplex stainless steel: stainless steel for design engineers. Ohio: ASM International; 2008. p. 91-108. | [4] Karlsson L. Welding duplex stainless steels: a review of current recommendations. <i>Welding in the World</i> . 2012; 56(5):65-76. |
| [2] Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. <i>Materials Science and Engineering R Reports</i> . 2005;50(1):1-78. http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001 . | [5] Steel R, Pettersson C-O, Packer SM, Sorensen CD, Sato YS, Nelson TW, et al. Friction stir welding of SAF 2507 (UNS S32750) super duplex stainless Steel. <i>Stainless Steel World</i> . 2004;16:27-31. |
| [3] Defalco J. Friction stir welding vs. fusion welding. <i>Welding Journal</i> . 2006;85(3):42-44. | [6] Saeid T, Abdollah-zadeh A, Assadi H, Malek Ghaini F. Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. <i>Materials</i> |

- Science and Engineering A. 2008;496(1-2):262-268. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2008.05.025>.
- [7] Sato YS, Nelson TW, Sterling CJ, Steel RJ, Pettersson C-O. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2005;397(1-2):376-384. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.02.054>.
- [8] American Society for Metals. *ASM Handbook: Welding, Brazing, and Soldering*. Materials Park: ASM International; 1993. v. 6.
- [9] Sato YS, Kokawa H. Preferential precipitation site on sigma phase in duplex stainless steel weld metal. *Scripta Materialia*. 1999;40:659-663.
- [10] Ramirez AJ, Lippold JC, Brandi SD. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2003;34:1575-1597.
- [11] Lippold JC, Kotechi DJ. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Ohio: John Wiley & Sons Inc.; 2005. 356 p.
- [12] Mishra RS, Mahoney MW. *Friction stir welding and processing*. Ohio: ASM International; 2007. 360 p.
- [13] Pietras A, Węglowski MS. Imperfections in FSW joints and NDT methods of their detection. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2014;58(2):23-32.
- [14] American Welding Society. *AWS B4.0.92: Standard Methods for Mechanical Testing of Welds*. Miami: AWS; 1992.
- [15] López EAT, Ramirez AJ. Efeito dos parâmetros de processo na obtenção e na microestrutura de juntas alumínio-aço realizadas mediante soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC). *Soldagem & Inspeção*. 2013;18(03):245-256. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242013000300007>.
- [16] Packer S, Steel R, Matsunaga M. *Friction stir welding of high melting temperature materials: system installation and operation manual (MegaStir)*. Provo: MegaStir Technologies; 2005. 37 p.
- [17] Steel RJ, Sterling CJ. Friction stir welding of 2205 duplex stainless steel and 3Cr12 Steels. In: *International Society of Offshore and Polar Engineers. Proceedings of the 14th International Offshore and Polar Engineering Conference*; 2004 May 23-28; Toulon, France. California: ISOPE; 2004. p. 1-6.
- [18] Humphreys FJ, Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Oxford: Elsevier; 2004. 628 p.
- [19] Doherty RD, Hughes DA, Humphreys FJ, Jonas JJ, Jensen DJ, Kassner ME, et al. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A*. 1997;238(2):219-274. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00424-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00424-3).
- [20] Reis GS, Jorge AM Jr, Balancin O. Influence of the microstructure of duplex stainless steels on their failure characteristics during hot deformation. *Materials Research*. 2000;3(2):31-35. <http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392000000200006>.
- [21] Momeni A, Dehghani K, Zhang XX. Mechanical and microstructural analysis of 2205 duplex stainless steel under hot working condition. *Journal of Materials Science*. 2012;47(6):2966-2974. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-011-6130-3>.
- [22] Santos TFA, Torres EA, Fonseca EB, Ramirez AJ. Friction stir welding of duplex and superduplex stainless steels and some aspects of microstructural characterization and mechanical performance. *Materials Research*. 2016. Epub Feb 12, 2016. <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2015-0319>.
- [23] OUTOKUMPU. UNS S32101, UNS S32750. Inspection certificate nº 1781436/38-EN. 2009.
- [24] Hertzberg RW. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. Singapore: John Wiley & Sons; 1989. 680 p.
- [25] Santos TFA. *Avaliação microestrutural e de desempenho de juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex por atrito com pino não consumível [tese de doutorado]*. Campinas: Universidade Estadual de Campinas; 2012.
- [26] Santos TFA, Idagawa HS, Ramirez AJ. Thermal history in UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2014;19(2):150-156. <http://dx.doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000174>.
- [27] Idagawa HS, Santos TFA, Ramirez AJ. Differential evolution algorithm applied to FSW model calibration. *Journal of Physics: Conference Series*. 2014;490:012215. <http://dx.doi.org/10.1088/1742-6596/490/1/012215>.
- [28] Su J-Q, Nelson TW, Mishra R, Mahoney M. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. *Acta Materialia*. 2003;51(3):713-729. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00449-4](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00449-4).