



International Conference for
Academia and Industry Co-operation

20/11/2023 – 24/11/2023

São Luis - Maranhão - Brasil



International Meeting in Materials
Science and Engineering of Maranhão

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS E MECÂNICAS EM JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES AUSTENO- FERÍTICAS OBTIDAS ATRAVÉS DO PROCESSO MIG PULSADO

STUDY OF MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES IN DISSIMILAR AUSTENO-FERITIC WELDED JOINTS OBTAINED THROUGH THE PULSED MIG PROCESS

Carlos A.G Morais ^{1*}, Valdemar S. Leal ¹, Waldemir P Martins ¹, Samuel F Rodrigues ¹
*1 - Departamento de Mecânica e Materiais (DMM), Instituto Federal do Maranhão (IFMA), Campus
Monte Castelo. Av. Getúlio Vargas, São Luís, CEP 65030-005, MA.
carlosmoraismecanico@gmail.com*

RESUMO

No presente trabalho, foi realizada a soldagem dissimilar entre os aços inoxidáveis austenítico AISI 304 e ferrítico AISI 410S através do processo MIG Pulsado. A morfologia da microestrutura formada para as ZF's das três juntas foi semelhante, a morfologia é composta das fases ferrita e austenita organizadas na forma de agulhas bem distribuídas por toda a matriz do material. Houve a formação de ferrita delta na ZTA do lado do MB 304 das três juntas soldadas, bem como a formação de martensita de baixo carbono na ZTA do lado do MB 410S, essas microestruturas tiveram pouca influência no comportamento em tração das juntas soldadas, uma vez que a fratura ocorreu no MB 410S para todas as juntas e longe da região soldada. No entanto, o efeito foi mais pronunciado na tenacidade ao impacto onde essas microestruturas garantiram um aumento localizado na energia de impacto absorvida, levando à fratura do tipo dúctil nas ZF's e nas ZTA's do lado do MB 304, já na ZTA do lado do MB 410S a fratura foi do tipo frágil com menor energia absorvida, no ensaio de microdureza observou-se uma elevação dos valores de microdureza em comparação aos metais de base.

Palavras-chave Soldagem dissimilar; Aço inoxidável, MIG pulsado, ferrita delta, Martensita

ABSTRACT

In the present work, dissimilar welding was carried out between austenitic AISI 304 and ferritic AISI 410S stainless steels using the Pulsed MIG process. The morphology of the microstructure formed for the FZ's of the three joints was similar, the morphology is composed of ferrite and austenite phases organized in the form of needles well distributed throughout the matrix of the material. There was the formation of delta ferrite in the HAZ on the BM 304 side of the three welded joints, as well as the formation of low carbon martensite in the HAZ on the BM 410S side, these microstructures had little influence on the tensile behavior of the welded joints, since that the fracture occurred in the BM 410S for all joints and far from the welded region. However, the effect was more pronounced in impact toughness, where these microstructures ensured a localized increase in the absorbed impact energy, leading to ductile-type fracture in the FZ's and HAZ's on the BM 304 side, and in the HAZ's on the BM 410S side. the fracture was of the brittle type with less energy absorbed; in the microhardness test, an increase in microhardness values was observed in comparison to the base metals.

Keywords: Dissimilar welding; Stainless steel, pulsed MIG, delta ferrite, martensite

INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis são ligas ferrosas resistentes à corrosão, esses aços devem possuir um mínimo de 10,5% de Cromo em sua composição [1]. Na classificação dos aços inoxidáveis feita pela *American Iron and Steel Institute* (AISI) os grupos dos aços inoxidáveis Austeníticos, Ferríticos e Martensíticos merecem destaque devido as suas propriedades e seu vasto campo de aplicação [2]. De uma forma geral os aços inoxidáveis são utilizados em diversos segmentos da indústria, como usinas de energia a vapor, fábricas de produtos químicos, instalações petroquímicas, turbinas a gás, trocadores de calor, tubulações de superfície de alta temperatura [3,4,5].

Os aços inoxidáveis austeníticos atendem a uma ampla porção de meios corrosivos, em temperatura baixas e altas, possuem uma maior resistência a fluência devido à sua estrutura cúbica de face centrada (CFC), uma vez que eles são frequentemente não magnéticos, são utilizados em aplicações onde sejam requeridas boa resistência à corrosão atmosférica, boa resistência mecânica, boas propriedades de impacto e melhor soldabilidade [6]. Já os aços inoxidáveis ferríticos devido principalmente ao seu menor custo, são considerados até certo ponto como os substitutos para os austeníticos, eles apresentam boa ductilidade, condutividade térmica, boa resistência à corrosão e excelente aparência superficial [7]. A soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos geralmente conduz a um cordão de solda mais larga e ao crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZTA), o que afeta seriamente as propriedades mecânicas da junta [7, 8].

Juntas soldadas de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos são uma combinação de metais dissimilares usadas em muitas aplicações tecnológicas. No entanto, ao submeter os materiais ao processo de soldagem, mudanças no comportamento dos materiais são observadas na relação da sua microestrutura apresentada e as propriedades exibidas [9]. Um processo de soldagem adotado para a realização da soldagem dissimilar é o processo de soldagem a gás conhecido por Metal Inert Gas Pulsed (MIG pulsado), os motivos que o fazem adequado para este fim são: maior estabilidade do arco, maior controle da poça de fusão, refino da estrutura bruta de solidificação, aporte térmico menor e controlado, o que é bom para os aços inoxidáveis ferríticos e para soldagem de chapas finas, controlando o crescimento de grão [10, 11,12].

A soldagem dissimilar foi estudada em trabalhos anteriores, geralmente com processos de soldagem como o processo GTAW, plasma, laser ou híbrido [13,14,15]. No entanto, o processo GMAW MIG pulsado é relativamente pouco utilizado para estudos sobre soldagem dissimilar, mesmo sendo um dos processos mais utilizados na indústria. Além disso, essa combinação dissimilar entre o MB 304 e o MB 410S, ainda é carente de estudos de uma forma geral, principalmente utilizado o processo MIG pulsado. Diante disso esse trabalho visa fornecer uma contribuição para a compreensão das propriedades de juntas dissimilares entre os aços 304 e 410S através do processo MIG pulsado.

MATERIAIS E MÉTODOS

Materiais

Foi realizada a soldagem dissimilar usando como metais de base (MB) os aços inoxidáveis designados pela (AISI) como aço inoxidável austenítico AISI 304 e aço inoxidável ferrítico AISI 410S, foram utilizadas chapas dos aços inoxidáveis do MB 304 e do MB 410S nas dimensões de 280 x 120 x 3 mm de ambos os materiais. A composição química dos MB's é mostrada na tabela 2.1. Os valores foram obtidos pela técnica de *fluorescência de raios -x* (FRX).

Para a união dos MB's foi utilizado o metal de adição (arame sólido) AWS A5.9 ER 309LSi com 1,0 mm de diâmetro. Foi utilizado como gás de proteção uma mistura composta por Argônio e Oxigênio (Ar + 2% O₂), e para a proteção da raiz foi utilizado o gás Argônio. Para a realização das soldas foi utilizada a fonte de energia IMC Inversal 600, esta fonte de energia é programável e permite a variação dos parâmetros de soldagem necessários para a realização do processo de soldagem MIG pulsado.

Tabela 2.1 – Composição química dos MB's 304 e 410S e do metal de adição

TIPO	Composição (%)							
	C	Mn	P	Mo	Si	Cr	Ni	Al
304	0,06	1,222	0,262	0,275	0,587	17,842	7,897	0,273
410S	0,034	0,320	0,030	0,010	0,470	11,800	0,140	---
ER 309 LSi	<0,03	1,8	---	~0,06	0,8	24,0	13,0	---

Métodos

A tabela 2.2 mostra os valores das variáveis de soldagem que foram utilizados na obtenção das soldagens definitivas.

Tabela 2.2 – Valores das variáveis de soldagem utilizadas em cada uma das juntas soldadas

Parâmetro	Junta A	Junta B	Junta C
Tp (ms)	5	10	6
Tb (ms)	3	5	4
Ip (A)	150	160	140
Ib (A)	40	50	30
Va (m/min)	4	4,8	3,3
Vs(mm/min)	236	327	141
Vg (l/min)	20	18	20
Vgp (l/min)	25	25	25
Dbcp(mm)	15	15	12
Ângulo da tocha (grau)	18	18	18

Para realizar a caracterização microestrutural as amostras passaram por lixamento manual nas lixas de números 80,120, 220, 500, 600, 800,1200 e 2000 e acabamento com alumina (Al₂O₃) de 0,3 µm de granulometria, seguida de polimento em pasta de diamante de ¼ µm. Após a preparação das amostras foi realizado o ataque eletroquímico com ácido oxálico a 10%, por 120s a 4V. Após isso foi utilizado o microscópio metalográfico óptico para a captura das imagens das microestruturas formadas nas juntas soldadas. Após isso, as amostras também foram submetidas a microscopia eletrônica de varredura (MEV) feito com um FEI Quanta 250. A determinação da microdureza dos metais de base, da zona fundida e de ambas as ZTA's para as três juntas soldadas foi feita utilizando o microdurômetro Shimadzu HMV-2TE. Para a realização do teste de tração foi utilizada a máquina universal de ensaios, EMIC modelo DL 30000. Para realização dos ensaios de impacto Charpy foi utilizado o pêndulo de impacto Charpy RMU Testing Equipment.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Aspectos macroestruturais do cordão de solda

A tabela 3.1 mostra os valores das energias de soldagem obtidas para cada junta soldada.

Tabela 3.1 – Energias de soldagem das juntas soldadas

Junta soldada	Energia de soldagem (kJ/mm)
Junta A	0,68
Junta B	0,54
Junta C	1,03

O perfil do cordão de solda (largura e altura do reforço) é alterado conforme ocorre a variação da energia de soldagem. As figuras 3.1a a 3.1c mostram as imagens do perfil transversal do cordão de solda obtido para cada uma das três juntas soldadas. Todas as juntas soldadas ficaram com aspecto geral bom, tiveram penetração adequada e se apresentaram livres de defeitos superficiais visíveis, como trincas, carepas, descontinuidades, deformações, estreitamentos de cordão ou falta de fusão, originando um cordão uniforme e homogêneo para as três juntas soldadas, porém com larguras e alturas do reforço diferentes entre si.

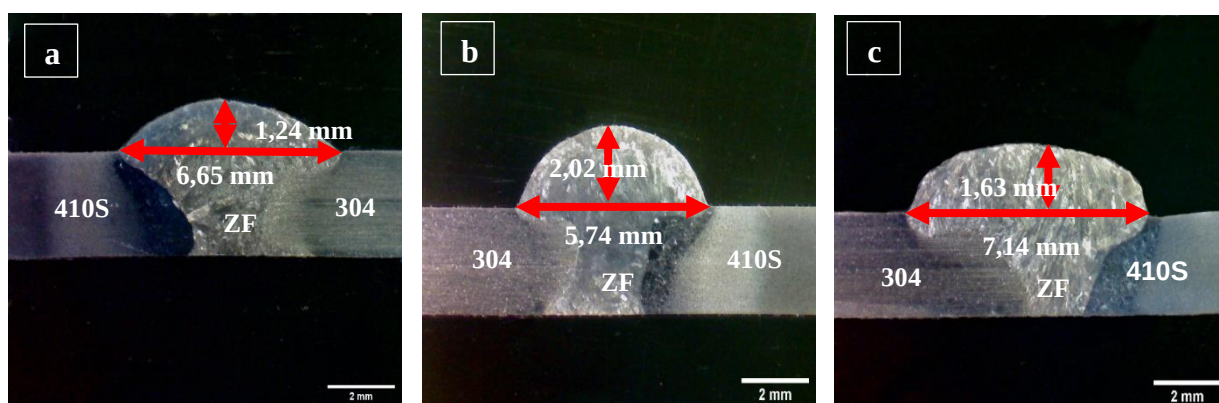


Figura 3.1 – Seção transversal dos cordões de solda das juntas A (a), Junta B (b) e Junta C

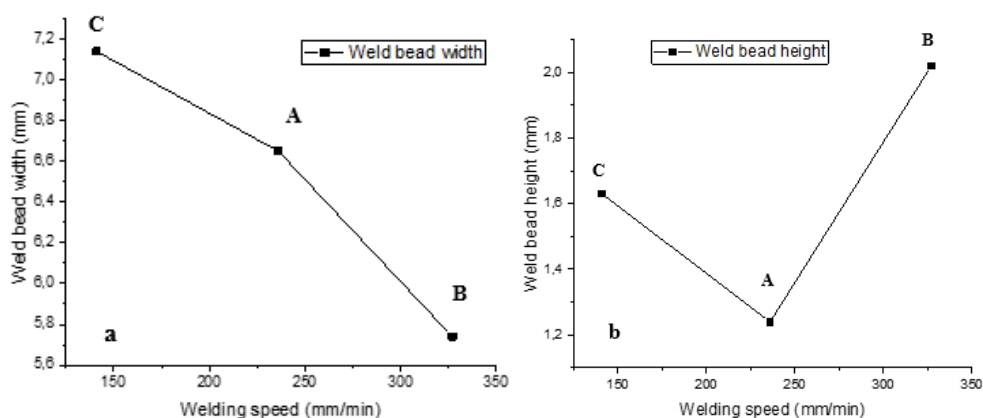


Figura 3.2 – Relação entre velocidade de soldagem e largura do cordão de solda (a). Relação entre velocidade de soldagem e altura do cordão de solda (b)

Essa variação na largura do cordão é explicada devido principalmente a variação na velocidade de soldagem, uma vez que o cordão é realizado com velocidades de soldagem maiores a tendência é a formação de cordões mais estreitos, uma vez que o tempo para a deposição do arame fundido é menor. O efeito contrário acontece quando a velocidade de soldagem é menor, há mais tempo para a deposição de metal de adição fundido levando a tendência de se formar cordões mais largos [16,17]. Já para a altura do cordão nenhuma relação clara pôde ser definida com a variação da energia de soldagem. Essas relações estão mostradas na figura 3.2a e 3.2b.

Análise microestrutural das juntas soldadas

A microestrutura formada na zona fundida é influenciada principalmente pelo comportamento da solidificação e é controlada principalmente pela composição do material de base e de adição e pelas taxas de resfriamento [18]. As microestruturas resultantes foram influenciadas pela energia de soldagem empregada e apesar das diferenças nos valores da energia de soldagem a morfologia para todas as juntas se mostrou bastante semelhantes quanto a organização duplex de ferrita/austenita. Para todas as ZF's das juntas o modo de solidificação se mostrou ser o modo FA (Ferrítico/Austenítico) que é caracterizado por inicialmente uma formação de ferrita e posteriormente a austenita se forma na interface ferrita/líquido [19,20].

Na figura 3.3a é observado a presença de uma morfologia bifásica de austenita (região clara) e ferrita (região escura) na região da ZF organizadas em forma colunar com diferentes orientações, essa morfologia indica solidificação do metal com baixa taxa de resfriamento (resfriamento lento) [13]. Ao se observar a figura 3.3b, é possível verificar que houve uma tendência ao aumento das dimensões da ZTA do lado do MB 304 (largura) com o aumento da energia de soldagem [6]. Pois a junta A apresentou uma largura de ZTA do lado do MB 304 de 1,02 mm, a junta B apresentou a largura de ZTA do lado do MB 304 de 0,56 mm e a junta C apresentou a largura de ZTA do lado do MB de 1,36 mm. Essas medidas foram realizadas no centro da amostra na região.

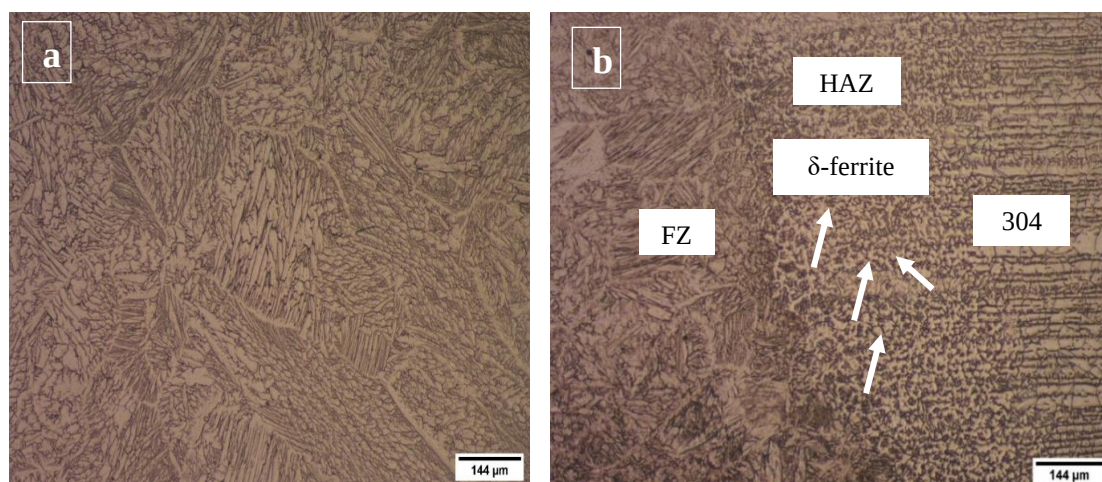


Figura 3.3 – Morfologia da microestrutura da ZF da junta C com energia de soldagem de 1,03 kJ/mm (meio do cordão) (a), Morfologia da microestrutura da ZTA do lado do MB 304 da junta A com energia de soldagem de 0,68 kJ/mm (raiz

Além disso, na ZTA do lado do MB 304 de todas as juntas houve a formação de uma fase (ferrita delta) figura 3.3b, que não estava presente nem no MB 304 em seu estado antes da soldagem e nem estava presente nas ZF's das juntas soldadas. Uma possível explicação para

essa formação de ferrita de contorno de grão (ferrita delta) é a difusão do cromo em direção aos limites de solidificação dos grãos da austenita [21]. A presença de ferrita delta pode influenciar nas propriedades da ZTA do lado do MB 304, levando a uma pequena variação do valor de microdureza nessa região em comparação ao metal de base, baixa resistência à fadiga com o aumento do percentual de ferrita delta, além de poder reduzir o crescimento de grãos na ZTA do 304 levando a um aumento localizado de resistência [22,23], fato verificado nas medidas de microdureza para a região da ZTA do lado do MB 304, como será mostrado adiante.

A dimensão da ZTA da junta A do lado do MB 410S foi de 1,32 mm, na junta B a largura foi de 0,84 mm e a largura da junta C foi de 1,38mm, todos esses valores foram maiores que os valores encontrados para a ZTA do lado do MB 304 em suas respectivas juntas, ou seja, foram claramente influenciados pela energia de soldagem imposta a junta, uma vez que a junta C com maior ZTA (1,38 mm) foi a que foi submetida a maior energia de soldagem (1,03 kJ/mm).

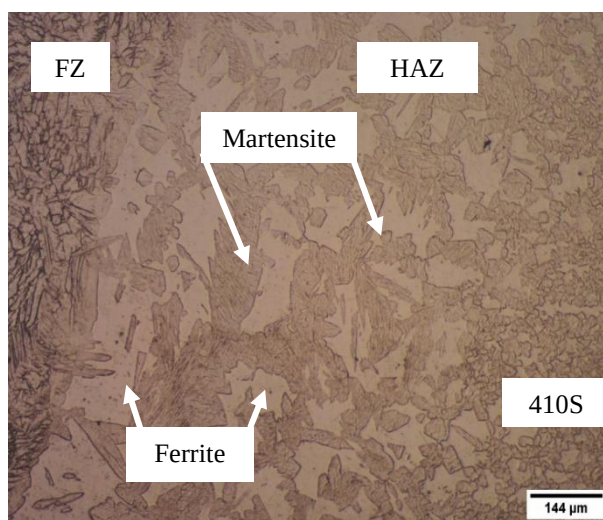


Figura 3.4 – Morfologia da microestrutura da ZTA do lado do MB 410S da junta B com energia de soldagem de 0,54 kJ/mm (raiz do cordão)

O controle do crescimento do tamanho da ZTA deve ser feito pela quantidade de calor (energia de soldagem) fornecido a junta, além disso a soldagem por fusão dos aços inoxidáveis ferríticos geralmente conduz ao crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZTA) e precipitação de carbonetos e nitretos nos contornos de grão da ferrita [24,25,26]. A figura 3.4 mostra a formação de martensita de baixo carbono ao longo da ZTA do lado do MB 410S, essa formação de martensita apareceu nas ZTA's do lado do MB 410S de todas as juntas, como indicado pelas setas na figura 3.4, essa formação de martensita é devido à temperatura elevada do ciclo de soldagem, e não devido ao percentual de carbono presente no material de base [26].

Essa presença de martensita formada na ZTA do lado do MB 410S imprimiu mudanças nas propriedades mecânicas das juntas quando comparadas ao MB 410S. Houve o aumento na medida de microdureza da região, onde a formação da martensita aumentou a microdureza acima dos valores encontrados para o material de base (410S) para todas as juntas soldadas, como será visto adiante.

Análise das propriedades mecânicas das juntas e dos MB's

Ensaio de tração

A tabela 3.2 mostra a média dos resultados do ensaio de tração obtidos para as juntas soldadas e para os corpos de prova do MB 304 e MB 410S.

Tabela 3.2 – Resultado ensaio de tração para as juntas soldadas e para os MB's 304 e 410S

Metais de base/Juntas soldadas	Tensão de escoamento (Mpa)	Resistência a tração (Mpa)	Alongamento (%)
Junta A	379,8	472,5	15,4
Junta B	337,8	473,8	16,4
Média (304)	397,10	710,57	51,80
Média (410S)	312,39	469,83	37,40

Os valores de resistência a tração das juntas soldadas ficaram mais próximos aos valores apresentados pelo MB 410S, já os valores da tensão de escoamento tiveram comportamento diferentes, enquanto na junta A o valor se aproximou mais do MB 304 na junta B o valor se aproximou mais do MB 410S, tabela 3.2. Esse comportamento também é observado no trabalho desenvolvido por [27] ao trabalhar com o 304L.

As três juntas soldadas falharam do lado do MB 410S, em locais bem semelhantes uma das outras e longe da região soldada, resultado esse coerente uma vez que o MB 410S apresenta o valor de resistência a tração menor que o MB 304. Esses resultados de rompimento na região do MB 410S indicam que o crescimento do grão ferrítico e a formação da martensita de baixo carbono gerada na região da ZTA do lado do MB 410S não foram fatores determinantes para a falha sob tração ocorrer na região da ZTA do lado do MB 410S dos corpos de prova, resultado apontado também por [28].

A resistência mecânica mais elevada na região soldada é devido à presença do molibdênio, cromo e níquel presentes no material de adição que contribuíram para que o rompimento ocorresse no MB 410S e não na ZF ou na ZTA dos MB's [29]. Já o alongamento percentual foi mais afetado pela energia de soldagem. Isso é explicado devido a maior formação de ferrita delta na ZTA do lado do MB 304, em energias de soldagem maiores. A ferrita delta diminui os sistemas de escorregamento, levando a um menor alongamento da juntas quando comparado ao MB 304 [30, 31]. Além disso, a pulsação da corrente utilizada no processo de soldagem ajudou no controle e no refinamento do grão e colaborou com o melhor desempenho da região da ZTA do lado do MB 410S no ensaio de tração [32].

Ensaio de tenacidade ao impacto - Charpy

A tabela 3.3 mostra a média dos valores da energia de impacto absorvida, para cada junta, em cada uma das regiões da junta soldada e para os MB's.

A partir dos valores obtidos nos ensaios de tenacidade ao impacto e das fractografias 3.6a a 3.6c é possível verificar que devido a natureza diferente das microestruturas e da composição química dos materiais o modo de fratura apresentado por cada uma região da junta soldada é diferente. Na figura 3.6a mostra o aspecto da fratura da ZF da junta A, cada uma das microcavidades consiste na metade de um microvazio que se formou durante a etapa de formação de microtrincas internas e que então se separou durante processo de fratura sendo conhecido como fratura dúctil. Esse aspecto de fratura da zona fundida e as microcavidades também foi relatado por [33] ao utilizar o mesmo metal de adição.

Tabela 3.3 – Resultado ensaio de resistência ao impacto Charpy-V para as juntas soldadas e os MB's-Média dos valores obtidos

Metais de base/Junta soldada	Energia absorvida (J) ZF	Energia absorvida (J) ZTA 304	Energia absorvida (J) ZTA 410S	Energia absorvida(J) MB
Junta A	23,3	31,6	18,7	---
Junta B	21,2	28,9	14,0	---
Junta C	20,8	31,2	15,8	---
Média (304)	---	---	---	43,3
Média(410S)	---	---	---	36,7

Um aspecto importante é a diminuição da energia absorvida dessa região quando comparada aos metais de base, é notório uma diminuição acentuada na energia de impacto absorvida para a região da ZF das juntas. Para [34], a microestrutura duplex da região (ferrita/austenita), possui uma menor força de ligação e conseqüentemente uma menor resistência ao impacto. O autor explica esse fenômeno indicando que nas segregações do contorno de grão da ferrita/austenita é um local onde é considerado um sítio propício a formação de impurezas e ligações químicas incompletas.

A queda na absorção de energia da ZTA do lado do MB 304 comparada ao MB 304 é associada a presença de ferrita delta nessa região, uma vez que ela oferece pouca resistência à propagação de trincas [34]. A superfície geral da fratura dessa região se apresenta fibrosa com acúmulo de material em determinadas partes com cavidades menos profundas além de uma intensa deformação plástica na região. Apesar de ser considerada fratura dúctil, as microcavidades apresentaram um formato semelhante a letra “C”, como é mostrado na figura 3.6b, o que é indicativo de falha por cisalhamento nesta região.

Quando se observa os valores da energia de impacto obtidos, para a ZTA do lado do MB 410S, eles foram os menores valores de energia de impacto absorvida, Segundo [25], essa diminuição brusca na quantidade de energia absorvida para essa região da junta soldada é devido a presença da martensita de baixo carbono. Segundo o autor ela é incapaz de se deformar no mesmo grau e na mesma taxa do material de solda e o metal de base, formando assim nessa região uma fratura do tipo frágil figura 3.6c. Assim, a formação de martensita na ZTA no lado do MB 410S e o crescimento do grão (ZTA larga) [7], são apontados como os principais fatores da diminuição da tenacidade ao impacto.

Além disso é possível observar também a presença de grandes fendas ou fissuras em todas juntas soldadas figura 3.6c. Acredita-se que a fratura partiu daquela fenda na raiz da solda, ou seja, como a região da raiz é considerada a região com maior concentração de tensão, a fratura tem origem nessas fendas presentes na região da ZTA do lado do MB 410S.

Em relação a energia de soldagem, [26] afirma que há um aumento no valor de tenacidade do metal de solda em comparação com o metal de base, independentemente das condições de entrada de calor. No entanto, o metal de solda sob alta entrada de calor exhibe valores de tenacidade ao impacto mais altos do que sob outras condições de entrada de calor. Segundo o autor a tenacidade melhorada deve, portanto, ser obtida em frações mais altas de martensita, que é gerada em maior quantidade devido a maior energia de soldagem fornecida a junta.

No entanto, isso difere do encontrado neste trabalho, levando em consideração apenas a energia de soldagem e desconsiderando as outras variáveis observa-se que um aumento na energia de soldagem, na verdade causa uma diminuição na tenacidade ao impacto na região da ZF uma vez que a junta C apresentou a maior energia de soldagem (1,03 kJ/mm) e a menor energia de impacto absorvida na ZF (20,8 J).

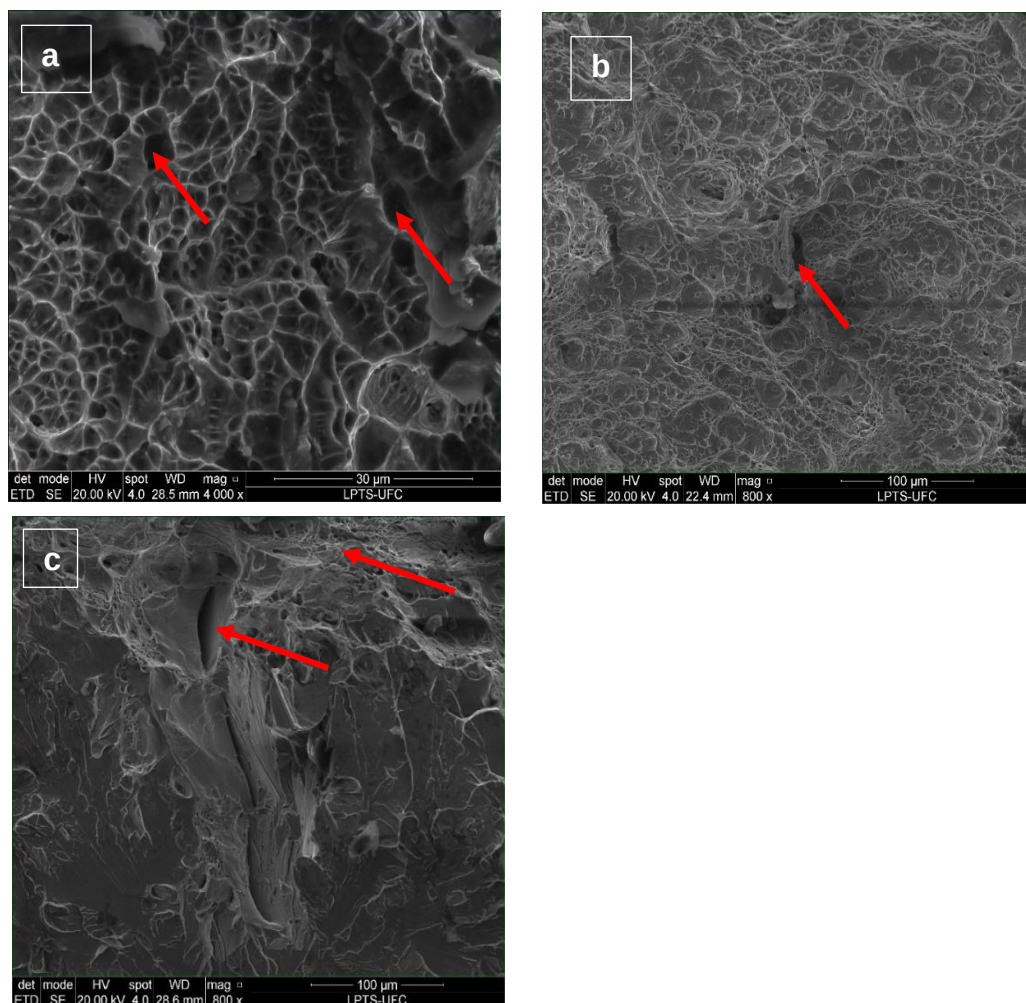


Figura 3.6 – Aspecto da fratura na ZF junta A (a), ZTA junta B MB 304 (b), ZTA junta A MB 410S

Ensaio de microdureza Vickers

Os valores das respectivas microdurezas de cada uma das regiões das juntas soldadas e dos materiais de base são apresentados na tabela 3.4.

A junta que apresentou maior valor de microdureza na região da ZF foi a junta B (268 HV, menor energia de soldagem) e a junta que apresentou o menor valor de microdureza foi a junta C (~216 HV, maior energia de soldagem), já para a junta A que possui o valor da energia de soldagem intermediário, a microdureza apresentou um valor intermediário (~250 HV). Sendo assim, é possível observar que o valor da energia de soldagem influenciou tanto na extensão das ZTA's de ambos os aços como na microdureza apresentada de cada região da junta, isso ocorreu devido ao tipo de microestrutura formada em cada uma das ZTA's.

Na região da ZTA do lado do MB 304 observa-se esse aumento nos valores da microdureza em comparação aos valores exibidos pelo metal de base (304), esses valores chegam bem próximos ao valor de microdureza para o metal de base, (na junta C o valor de microdureza da ZTA superou o do MB) isso ocorre devido a formação de ferrita delta em toda a extensão da ZTA do lado do MB 304, além disso maior taxa de resfriamento tende a levar a uma maior formação de ferrita delta na região da ZTA do lado do MB 304 [35].

Verifica-se que o valor de microdureza encontrada para a região da ZTA do lado do MB 410S das juntas são relativamente próximos 185,2 HV para a junta A, 207,5 HV para a

junta B, e 193 HV para a junta C. Ao se comparar os valores de microdureza entre a ZTA do lado do MB 410S e os valores do MB 410S, nota-se que houve um aumento na microdureza dessa região, superando os valores do MB, isso deve-se a formação de martensita de baixo carbono na ZTA do lado do MB 410S [35].

Tabela 3.4 – Valores médios de microdureza para cada região de cada junta soldada e dos materiais de base

Metais de base/Região da Junta	JUNTA A (HV)	JUNTA B (HV)	JUNTA C (HV)	Média MB (HV)
ZTA 304	257,4±45,52	228,8±35,84	269,83±35,22	--
ZF	249,9±30,68	268±48,66	215,47±12,72	---
ZTA 410S	185,2±8,96	207,5±6,5	193±10,4	---
304	---	---	---	267±4,83
410S	---	---	---	143±3,28

O maior valor médio de microdureza para a região da ZTA do lado do MB 410S foi apresentado pela Junta B (207,5 HV), uma possível explicação para esse comportamento pode ser atribuída a menor energia soldagem imposta a junta B. Segundo [25] a quantidade de martensita aumenta consideravelmente quando a energia de soldagem diminui. Esse resultado implica que a martensita que se formou em temperatura elevada teve tempo suficiente para crescer nos contornos de grão da ferrita, aumentando assim a microdureza da região.

CONCLUSÕES

- Na análise microestrutural por microscopia ótica das juntas soldadas houve a formação de ferrita delta, ao longo de toda a extensão da ZTA no lado do MB 304, enquanto na ZTA do lado do MB 410S observou-se a formação de martensita ao longo de toda a extensão da ZTA.
- No ensaio de tração foi possível concluir que as três regiões das juntas soldadas possuem uma resistência mecânica maior do que o MB 410S, sendo assim podem ser consideradas como juntas com uma soldagem adequada e satisfatória;
- Os resultados obtidos no ensaio de tenacidade ao impacto Charpy-V, os valores da resistência ao impacto das três regiões das juntas se mostraram menores que o resultado apresentado para os MB's individualmente, ou seja, após o processo de soldagem houve uma redução na tenacidade apresentada pelas regiões da junta.
- Pelas análises de resultados do ensaio de microdureza, observou-se que a média da microdureza da ZTA do lado do MB 304 foi maior que as outras duas regiões da junta em todas as juntas soldadas, isso deve-se principalmente a formação da ferrita delta.
- Pela análise de resultados do ensaio de microdureza, observou-se que a média da microdureza da ZTA do lado do lado do MB 410S mostrou-se maior que a média da microdureza do MB 410S, isso se deve a formação de martensita na ZTA do lado do MB 410S.

REFERÊNCIAS

- [1] ZAFFORA, A.; DI FRANCO, F.; SANTAMARIA, M. Corrosion of stainless steel in food and pharmaceutical industry. *Current Opinion in Electrochemistry*, v. 29, 2021
- [2] KIM, Moonsu *et al.* Stainless steel: A high potential material for green electrochemical energy storage and conversion. *Chemical Engineering Journal*, v. 440, 2022.
- [3] EGHLEMI, Abbas *et al.* Characterization of microstructure and texture across dissimilar super duplex/austenitic stainless steel weldment joint by austenitic filler metal. *Materials Characterization*, v. 106, p. 208-217, 2015.

- [4] SEERANGAN, Ragu N. *et al.* Stress corrosion cracking of friction stir welded AISI 304 and 316 L dissimilar steel alloys. *Materials Today: Proceedings*, v. 68, p. 1663–166, 2022.
- [5] CHANDRASEKAR, V.; RAMKUMAR, K. Devendranath. Effect of Nb-free consumables on the microstructure and structural integrity of pressure vessel grades of dissimilar austenitic stainless steel welded joints. *Journal of materials research and technology*, n. 18, p. 3443-3456, 2022.
- [6] BHANU, V.; GUPTA, A.; PANDEY, C. Role of A-TIG process in joining of martensitic and austenitic steels for ultra-supercritical power plants -a state of the art review. *Nuclear Engineering and Technology*. v. 54, p. 2755-2770, 2022.
- [7] SUN, M. *et al.* Microstructure characteristics and mechanical properties of the thin-plate AISI 430 ferritic stainless steel joints by interrupted pulsed arc welding. *Journal Of Materials Research And Technology*, v. 21, p. 4500-4511, 2022.
- [8] ZHANG, QIUSHI *et al.* Effect of beam oscillation on the mechanical properties of fiber-laser-welded thin-plate X2CrTiNb18 ferritic stainless-steel joints. *Optics and Laser Technology*, v. 156, 2022.
- [9] AMBADE, Sachin *et al.* Dissimilar welding of austenitic SS and ferritic SS in last decades. *Materials Today: Proceedings*, 2023.
- [10] RAMARAO, M. *et al.* Optimizing GMAW parameters to achieve high impact strength of the dissimilar weld joints using Taguchi approach. *Materials Today: Proceedings*, v. 50, p. 861–866, 2022.
- [11] MADAVI, K. R.; JOGI, B. F.; LOHAR, G. S. Metal inert gas (MIG) welding process: A study of effect of welding parameters. *Materials Today: Proceedings*, v. 51, p. 690–698, 2022.
- [12] BALOYI, Pardon *et al.* Two-staged technique for determining ultimate tensile strength in MIG welding of mild steel. *Materials Today: Proceedings*, v. 44, p. 1227–1234, 2021.
- [13] KUMAR S, Ramesh *et al.* Investigation on Microstructural behavior and Mechanical Properties of plasma arc welded dissimilar butt joint of austenitic- ferritic stainless steels. *Materials Today: Proceedings*, v. 5, p. 8008–8015, 2018.
- [14] PEETHALA, A. K. *et al.* Optimization of welding parameters and study on mechanical and pitting corrosion behavior of dissimilar stainless steel GTA welds. *Chemical Data Collections*, v. 43, 2023.
- [15] CHEN, Hui-Chi; LAN NG, Fern; DU, Zhenglin. Hybrid laser-TIG welding of dissimilar ferrous steels: 10 mm thick low carbon steel to 304 austenitic stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 47, p. 324–336, 2019.
- [16] YADAV, P.; KHANNA, P. Effect of input parameters on weld bead geometry and weld dilution for weld surfacing of flux cored 308L stainless steel on low carbon steel. *Materials Today: Proceedings*, v. 62, p. 3608–3616, 2022.
- [17] KHAN, M. M. A. *et al.* Laser beam welding of dissimilar stainless steels in a fillet joint configuration. *Journal of Materials Processing Technology*. v. **212**, n. 4, p. 856-867, (2012).
- [18] DAK, G, SIHORI, S, PANDEY, C. Study on microstructure and mechanical behavior relationship for laser-welded dissimilar joint of P92 martensitic and 304L austenitic steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. v 196 (2022) 104629.
- [19] NISHIMOTO, K. Fundamentals of stainless steel welding. Part 1 - Structures of stainless steel welds. *Welding International*, v. 15, n. 1, p. 74-80, 2001.
- [20] ASM HANDBOOK. Welding brazing, and soldering. ASM International. v. 6, (1993). 2873p.
- [21] LIU, J. *et al.* Microstructure, properties and fracture failure mechanism of MAG welded joints of four types of stainless steels. *Engineering Failure Analysis*, v 150 (2023) 107326.
- [22] HONG, H. U.; RHO, B.S.; NAM, S.W. A study on the crack initiation and growth from δ -ferrite/ γ phase interface under continuous fatigue and creep-fatigue conditions in type 304L stainless steels. *International Journal of Fatigue*, 24, n. 10, p. 1063-1070, (2002).
- [23] ARIVARASU, M.; KASINATH, D. R.; NATARAJAN, A. Effect of continuous and pulsed current on the metallurgical and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 4340 aeronautical and AISI 304 L austenitic stainless steel dissimilar joints. *Materials Research*, v. 18, p. 59–77, (2015).
- [24] ANDRADE, T. C. *et al.* Microstructure of AISI 410S Ferritic Stainless Steel and AISI 304L Austenitic Stainless Steel Dissimilar Weld Joined by FSW Process. *Soldagem & Inspeção*, v. 20, p. 467-478, 2015.
- [25] CASALINO, G. *et al.* Study on the fiber laser/TIG weldability of AISI 304 and AISI 410 dissimilar weld. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 35, p. 216-225, (2018).

- [26] MUKHERJEE, M.; PAL, T. K. Influence of Heat Input on Martensite Formation and Impact Property of Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals. *Journal of Materials Science & Technology*, v. 28, n. 4, p. 343–352, 2012.
- [27] KANTUR, S, IRSEL, G, GUZEY, B, N. Investigation of combining the 304L and S355J2C+N materials with TIG welding in terms of microstructure and mechanical properties. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v 206 (2023) 104999.
- [28] AGUILAR-SIERRA, S. M.; SERNA GIRALDO, C. P.; ARISTIZÁBAL-SIERRA, R. E. Transformaciones Microestructurales en Soldaduras Disímiles de Acero Inoxidable Austenítico con Acero Inoxidable Ferrítico. *Soldagem & Inspeção*. v. 20, n. 1, p. 59-67, 2015.
- [29] LOKESH KUMAR, G. *et al.* Microestrutura e propriedades mecânicas do ASS (304) -FSS (430) juntas diferentes em SMAW e GTAW processo. *International Journal of Ciências da Engenharia & Research Tecnologia*, v. 4, n. 6, (2015).
- [30] WANG, M. *et al.* Microstructure and mechanical properties analysis of S30408 joints by PAW+GTAW hybrid welding. *Materials Chemistry and Physics*, v 307 (2023) 128076.
- [31] LIANG, D. *et al.* Overcoming the strength-ductility trade-off via the formation of nanoscale Cr-rich precipitates in an ultrafine-grained FCC CrFeNi medium entropy alloy matrix. *Materials Science and Engineering*, v 762, (2019) 138107
- [32] RAMKUMAR, K. Devendranath. Effect of Filler Metals on the Structure–Property Relationships of Continuous and Pulsed Current GTA Welds of AISI 430 and AISI 904L. *Metallogr. Microstruct. Anal.* v. 4, p. 525–541, 2015.
- [33] CIECHACKI, K.; SZYKOWNY, T.; SADOWSKI, J. The effect of filler metal type on impact strength of dissimilar joints of welded high-alloy steels. *Archives of Foundry Engineering*, v. 10, p. 351-354, (2010).
- [34] POURALIAKBAR, H. *et al.* A. Designing of CK45 carbon steel and AISI 304 stainless steel dissimilar welds. *Materials Research*, v. 17, n. 1, p. 106-114, (2014).
- [35] GHASEMI, R, BEIDOKHTI, B, FAZEL-NAJAFABADI, M. Effect of delta ferrite on the mechanical properties of dissimilar ferritic-austenitic stainless steel welds. *Archives of Metallurgy and Materials*, v 63, n.1 p. 437-443, (2018).