

Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na Posição 5G

(Study of the Welding of Duplex and Superduplex Stainless Steel Pipes in the 5G Position)

Pedro Ivo Guimarães de Vasconcellos¹, Ruben Rosenthal², Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos²

¹Eng^o Metalúrgico, MSc Engenharia e Ciência dos Materiais, NUCLEP, pedroivo@nuclep.gov.br

²Professor Associado LAMAV/CCT/UENF, ruben@uenf.br ; paranhos@uenf.br

Resumo

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex possuem uma microestrutura austeno-ferrítica com fração média de cada fase de cerca 50%. A microestrutura duplex é responsável pelas excelentes propriedades mecânicas, especialmente o limite de escoamento e a tenacidade, e pela elevada resistência a corrosão por pites e sob tensão em meios contendo cloretos. A soldagem destes aços é frequentemente uma operação crítica. Neste trabalho, um tubo de superduplex SAF 2207 foi soldado pelo processo TIG (GTAW) no passe de raiz e eletrodo revestido (SMAW) nos passes de enchimento, e um tubo de duplex SAF 2205 foi todo soldado pelo processo GTAW. A microestrutura do metal base, zona afetada termicamente (ZTA) e metal de solda foi caracterizada e quantificada. As propriedades de tenacidade, resistência a corrosão e composição química foram avaliadas e correlacionadas. Os valores de tenacidade ao impacto Charpy-V foram considerados adequados. Não foi observada a precipitação de intermetálicos, carbonetos e nitretos. O melhor resultado no teste de corrosão da junta soldada de aço inox superduplex, comparado ao duplex, foi atribuído ao baixo teor de ferrita delta na solda e ZTA, e composição química da solda enriquecida em Cr, Mo, W e N.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex e superduplex; Soldagem; Propriedades mecânicas; corrosão por pites; Microestrutura.

Abstract: The duplex and superduplex stainless steels have an austenitic-ferritic microstructure with an average fraction of each phase of approximately 50%. This duplex microstructure is responsible for the excellent mechanical properties, specially the yield strength and toughness, and for the improved pitting and stress corrosion cracking resistance in chloride environments. Welding of these steels is often a critical operation. In this work, a superduplex stainless steel SAF 2507 pipe was welded by the GTAW process in the root pass and by SMAW process on filler passes, and one pipe of duplex SAF 2205 was entirely welded by the GTAW process. The microstructure of the base metal, heat affected zone (HAZ) and weld metal was characterized and quantified. Toughness and corrosion resistance and chemical composition were evaluated and correlated. The results of impact Charpy-V tests were considered adequate. Precipitation of intermetallics, carbides and nitrides has not been observed. The best corrosion resistance results presented by the superduplex stainless steel welded joint, compared to the duplex steel, was attributed to the lower delta ferrite content in the weld metal and HAZ, and the weld metal chemical composition enriched in Cr, Mo, W and N.

Key words: Duplex and superduplex stainless steel; Welding; Mechanical properties; pit corrosion; Microstructure.

1. Introdução

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) são materiais que exibem uma combinação de elevadas propriedades mecânicas, tais como tensão de escoamento, tenacidade ao impacto e resistência a corrosão. Estas propriedades estão associadas a uma microestrutura bifásica balanceada, composta de frações similares de ferrita delta (δ) e austenita (γ), A composição química é baseada no sistema Fe-Cr-Ni com adições de Mo, N, W e Cu [1].

Devido a composição química, a microestrutura básica dos AID e AISD é suscetível à decomposição em fases intermetálicas, principalmente sigma (σ), chi (χ), e epsilon (ϵ),

além de carbonetos e nitretos. A presença destes precipitados provoca uma intensa degradação das propriedades de tenacidade ao impacto e resistência a corrosão [2]. Essas transformações ocorrem preferencialmente na matriz ferrítica.

O grande desafio na soldagem destes materiais está na obtenção de uma junta com fração de fases a mais balanceada possível, preferencialmente com maior teor de γ , e isenta de precipitados. Isso envolve, basicamente, o controle da composição química na poça de fusão e dos ciclos térmicos.

A composição química do metal de adição normalmente contém de 2 a 4% a mais de Ni que o metal de base [3]. O ciclo térmico é controlado pela energia de soldagem. Uma alta energia de soldagem resulta em baixa velocidade de resfriamento, facilitando a transformação $\delta - \gamma$. Por outro lado, tal condição tende a produzir depósitos com grãos mais grosseiros, uma ZTA mais extensa, e possivelmente a precipitação de intermetálicos. A energia de soldagem deve então ser alta o suficiente para

(Recebido em 14/04/2010; Texto final em 23/07/2010).

Tabela 1. Composição química (% peso) dos metais de base (MB) e metais de adição. (VAR – vareta GTAW; ER – eletrodo revestido SMAW). Obs: no caso de ER, trata-se da composição do metal depositado.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W	
AID _{3,9}	MB	0,016	0,50	0,78	0,021	0,001	22,12	5,17	3,11	0,177	-	-
	VAR	0,016	0,46	1,33	0,020	0,001	23,32	8,15	3,15	0,150	0,100	-
	ER	0,021	0,82	0,97	0,025	0,006	22,35	9,15	3,20	0,186	0,073	-
AISD _{5,5}	MB	0,013	0,27	0,41	0,015	0,001	25,14	7,00	4,08	0,278	0,210	-
	VAR	0,020	0,33	0,77	0,019	0,001	25,12	9,32	3,70	0,233	0,550	0,66
	ER	0,034	0,36	0,91	0,019	0,010	24,64	9,33	3,53	0,190	0,650	0,65

Tabela 2. Dados dos procedimentos de soldagem utilizados.

Parâmetro de Soldagem	GTAW	SMAW
Tipo de Corrente e Polaridade	CC-	CC+
Corrente (A)	70 – 90	65 - 100
Tensão (V)	9 – 11	22 - 28
Velocidade de Soldagem (mm/min)	50 – 90	80 - 120
Aporte de Calor (Kφ/mm)	0,5 - 1,2	1,0 – 1,8
Gás de Proteção / Fluxo (l/min)	Ar / 14 – 18	-
Gás De Purga / Fluxo (l/min)	Ar / 16 – 20	-
Pré aquecimento	-	-
Temperatura entre passes máxima (°C)	150	150
Posição de Soldagem	5G ascendente	5G ascendente

LEGENDA:

CC- – corrente contínua e eletrodo polarizado negativamente (polaridade direta); CC+ – corrente contínua e eletrodo polarizado positivamente (polaridade inversa); 5G – tubo na horizontal.

NOTAS:

- i) o eletrodo utilizado no processo GTAW foi de tungstênio com 2% de tório.
- ii) a purga iniciou-se quinze minutos antes da soldagem do passe de raiz e foi mantida até o seu término.

promover a formação de ferrita δ e baixa o suficiente para prevenir a precipitação de fases deletérias [4]. Na prática, um tempo de resfriamento entre 4 e 15s na faixa entre 1200 e 800°C (Δt_{12-8}) tem sido recomendado [5]. Este tempo de resfriamento é normalmente obtido, dependendo da espessura do metal de base e geometria da junta, com energia de soldagem entre 0,5 e 2,0 kJ/mm.

O presente trabalho tem por objetivo correlacionar as diferentes microestruturas encontradas na solda e ZTA com a tenacidade e a resistência a corrosão por pites de juntas soldadas de tubos de aço inoxidável duplex SAF 2205 e superduplex SAF 2507.

2- Materiais e Métodos

Um tubo de aço inoxidável duplex SAF 2205 com espessura de 3,9 mm (AID_{3,9}) e um de aço inoxidável superduplex SAF 2527 com espessura de 5,5 mm (AISD_{5,5}) foram soldados na posição 5G (tubo na posição horizontal e estático) ascendente. O primeiro totalmente soldado pelo processo TIG (GTAW) e o segundo pelo processo TIG (GTAW) na raiz e eletrodo revestido (SMAW) nos passes de enchimento.

O processo GTAW foi executado com vareta de 2,5 mm de diâmetro e aporte de calor controlado pelos parâmetros de soldagem na faixa entre 0,5 e 1,2 kJ/mm. Argônio com pureza de 99,997% foi utilizado como gás de purga e de proteção. O processo SMAW foi executado com eletrodo revestido de 2,5 mm de diâmetro e aporte de calor controlado na faixa entre 1,0 e 1,8 kJ/mm. Limitou-se a temperatura entre passes em 150°C. A tabela 1 apresenta a composição química dos materiais empregados conforme certificados de qualidade emitidos pelos fornecedores. A tabela 2 apresenta detalhes dos procedimentos de soldagem adotados. Os parâmetros de soldagem foram escolhidos tendo como objetivo a obtenção de juntas soldadas isentas de defeitos e com propriedades mecânicas e de corrosão adequadas. Pretende-se que a microestrutura resultante esteja isenta da precipitação de fases indesejáveis, como fase σ , carbeto, nitreto, e com o balanço entre as fases δ e γ correto, sendo estes os responsáveis pelas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AID e AISD. A escolha da posição de soldagem 5G, com a tubulação na horizontal e estático, teve como objetivo simular a soldagem em campo e de reparo. A posição de soldagem 5G ascendente, além de apresentar alto grau de dificuldade de execução, tende a exigir maior energia de

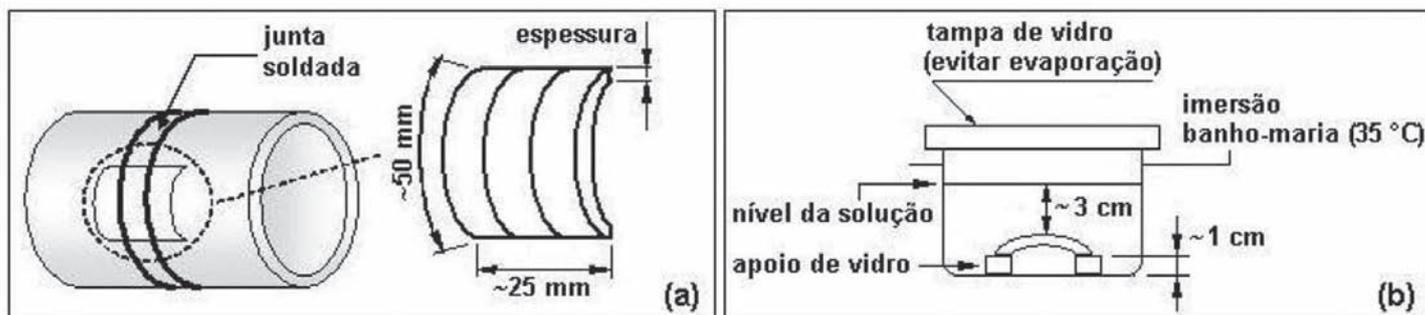


Figura 1. Esquema de retirada e dimensionamento das amostras (a) e do teste (b).

soldagem que outras posições.

O exame metalográfico consistiu de uma análise qualitativa e quantitativa por microscopia ótica de uma amostra retirada da seção transversal à solda de cada um dos tubos soldados. O ataque químico foi feito com solução de Behara modificada (100 ml de H₂O destilada + 20 ml de HCl + 0,45 g de metabissulfato de potássio) por um período de exposição suficiente para que as amostras ficassem super-atacadas, seguidas de um leve polimento com pasta de alumina de granulometria de 0,1 μm. A análise quantitativa (fração volumétrica), foi realizada medindo a área de cada uma das fases δ (escura) e γ (clara) com o programa analisador de imagens Scion Image em fotomicrografias a partir da separação de seus níveis de cinza.

Três corpos de prova de impacto Charpy-V de seção reduzida (10 x 2,5 mm para o AID_{3,9} e 10 x 5 mm para o AISD_{5,5}) foram retirados para cada uma das seguintes localizações de entalhe: centro da solda (CS), linha de fusão (LF) e a 2 mm da linha de fusão (2mmLF). Além destes, um conjunto foi retirado de cada um dos metais de base (MB) utilizados para efeito de comparação de resultados. Os corpos de prova foram orientados transversalmente à solda e com entalhe normal à face do tubo. Os testes foram realizados à temperatura de -46 °C, conforme a norma ASTM A370 [6].

O ensaio de resistência a corrosão por pites em meio contendo cloreto foi realizado conforme a norma ASTM G48-03 [7] método A. Duas amostras foram retiradas de cada um dos tubos soldados contendo o cordão de solda próximo do centro da amostra, além da ZTA e do metal de base adjacente, como mostra a figura 1(a). Também foram retiradas duas amostras de cada metal de base na condição como recebido, para comparação com os resultados obtidos das juntas soldadas. A perda de massa por área total da amostra foi calculada após esta ter sido imersa numa solução de cloreto férrico (10% em peso de FeCl₃ · 6H₂O em H₂O destilada) por um período de 24 h numa temperatura de 35 °C, como apresentado no esquema da figura 1(b). Uma análise qualitativa da localização dos pites foi realizada.

3 Resultados e Discussão

A tabela 3 mostra os resultados da contagem da fração volumétrica de ferrita δ nas três regiões analisadas (MB, ZTA e MS) do AISD_{5,5} são significativamente inferiores ao observado nas respectivas regiões do AID_{3,9}. Isto significa que o teor de γ no AISD_{5,5} é superior ao do AID_{3,9}, sendo esta fase

a maior responsável pela resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos, já que, neste ambiente, a ferrita δ é preferencialmente atacada. [8]. Esta diferença, possivelmente, é uma das explicações para os resultados de resistência a corrosão por pites obtidos que serão apresentados mais adiante. De uma maneira geral, pode-se considerar que os procedimentos de soldagem adotados foram adequados para a manutenção do balanço entre as fases δ e γ.

Tabela 3. Resultados de análise quantitativa – Fração de ferrita δ.

Material	Fração de Ferrita δ		
	MB	ZTA	MS
AID _{3,9}	60 ± 1	61 ± 4	55 ± 1
AISD _{5,5}	44 ± 1	50 ± 4	37 ± 1

Micrografias das regiões analisadas são apresentadas a seguir. Nestas, a fase clara é a γ e a fase escura é a ferrita δ. A figura 2 mostra micrografias dos dois metais de base estudados. Nota-se claramente a maior fração de ferrita δ no AID_{3,9}, como já mostrado na tabela 2. Ainda, qualitativamente, pode-se observar que o tamanho de grão da ferrita δ e a espessura média das placas de γ do metal de base do AID_{3,9} são bem inferiores aos do AISD_{5,5}.

A figura 3 mostra micrografias da ZTA do passe de acabamento. As duas micrografias do mesmo material analisado correspondem a uma mesma região da ZTA com aumentos distintos.

Não foi analisada a ZTA dos passes de enchimento e do passe de raiz, devido à complexidade de microestruturas reveladas geradas pelos ciclos térmicos dos passes subsequentes. Observa-se claramente nas micrografias que a ZTA do AID_{3,9} possui maior fração volumétrica de ferrita δ que a ZTA do AISD_{5,5}, confirmando os resultados absolutos apresentados na tabela 3.

A diferença entre a microestrutura e quantidade de ferrita δ na ZTA do AID_{3,9} e AISD_{5,5} pode ser explicada através da microestrutura encontrada no metal de base, de sua composição química e do ciclo térmico a que esta região próxima à linha de fusão é submetida durante a operação de soldagem. O ciclo térmico é composto de uma etapa de permanência acima da temperatura solvus da ferrita δ e por uma etapa de resfriamento abaixo da temperatura solvus.

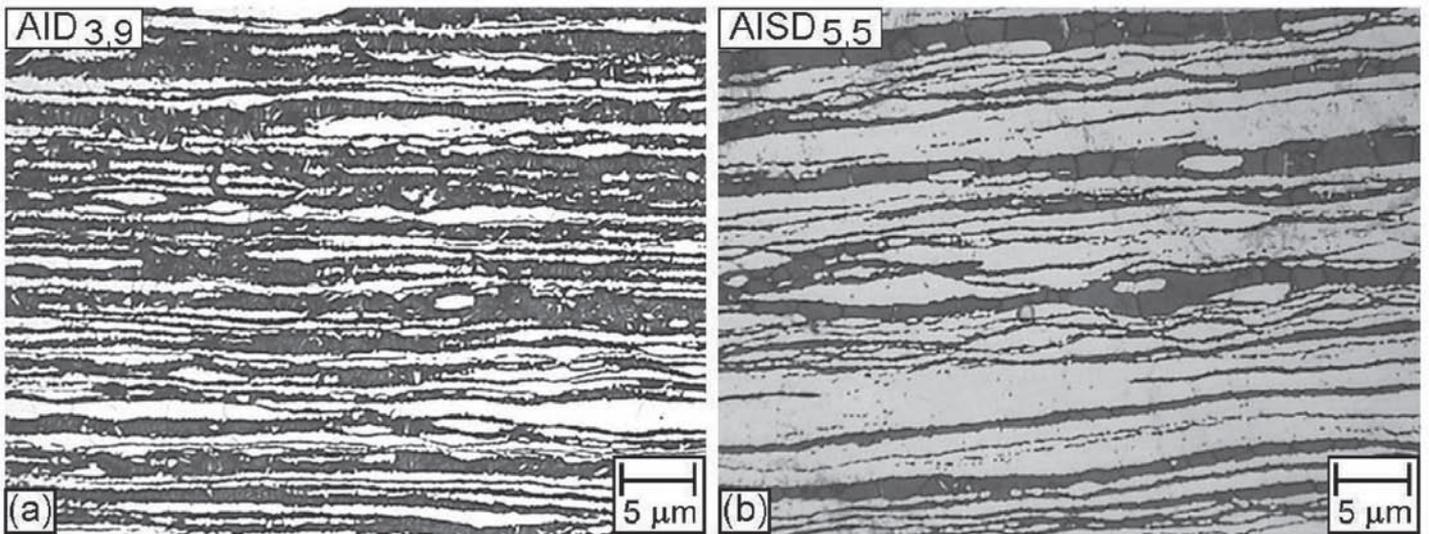


Figura 2. Micrografias representativas dos metais de base.

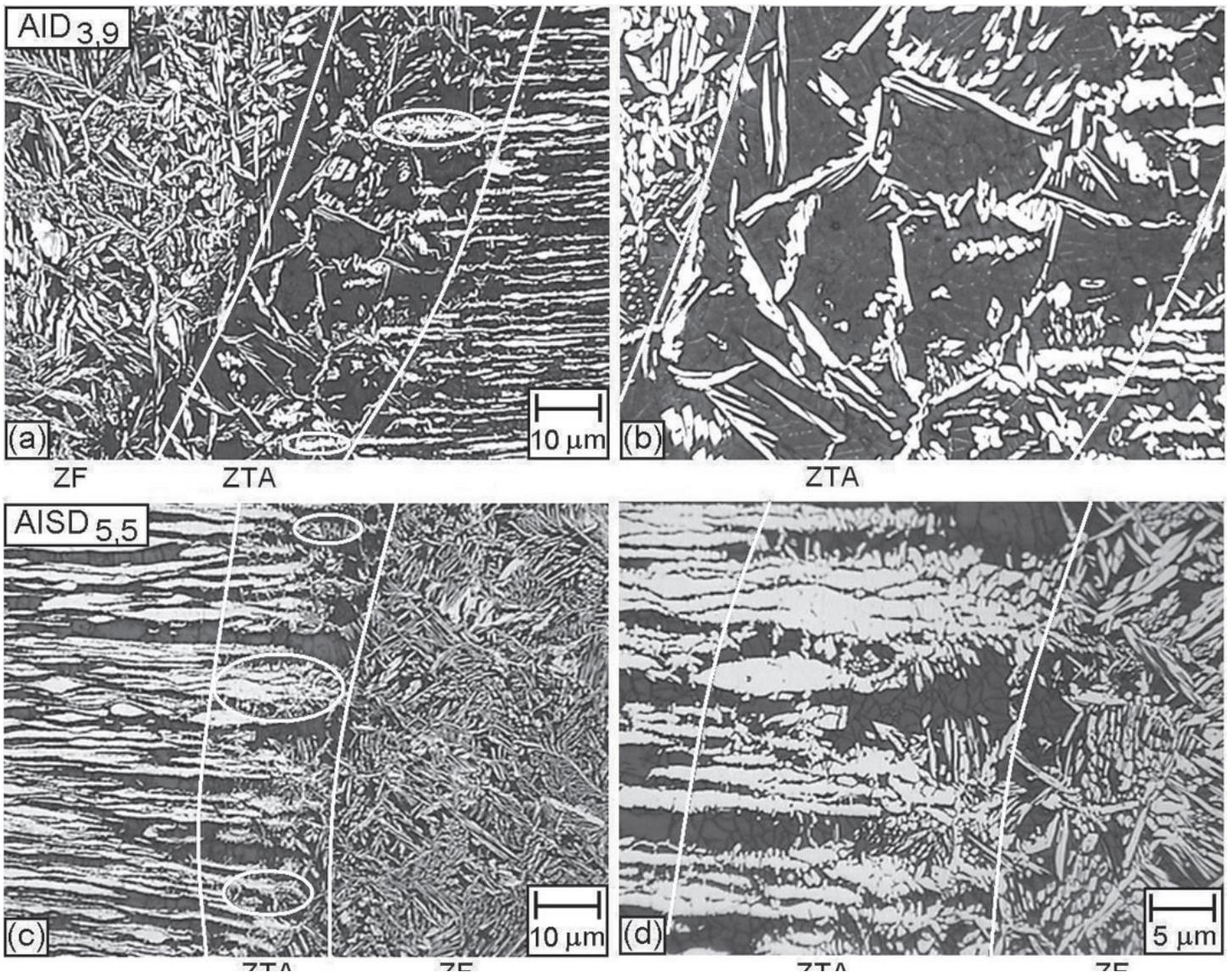


Figura 3. Micrografias representativas da ZTA do passe de acabamento. (ZF – zona fundida).

Como observado na figura 2, a espessura média das placas de γ no AID_{3,9} é significativamente inferior ao do AISD_{5,5}. Desta maneira, o tempo acima da temperatura solvus da ferrita δ foi suficiente para que as placas de menor espessura de γ da ZTA do AID_{3,9} se dissolvessem completamente. Apenas as placas de maior espessura, existentes em bem menor quantidade, não se dissolveram por completo, como destacado na micrografia da figura 3(a). Nesta etapa, devido à pequena quantidade de γ remanescente, observou-se um crescimento dos grãos de ferrita, não observado no AISD_{5,5}.

Contrariamente ao observado na ZTA do AID_{3,9}, como o metal de base do AISD_{5,5} apresenta uma considerável quantidade de placas de γ mais espessas, o tempo acima da temperatura solvus da ferrita δ foi suficiente apenas para sua dissolução parcial, como circundado na figura 3(c). A grande quantidade remanescente de γ nesta etapa do ciclo térmico impediu o crescimento acentuado dos grãos de ferrita δ na ZTA do AISD_{5,5} [9].

Como grande quantidade de γ se dissolveu na primeira etapa do ciclo térmico na ZTA do AID_{3,9}, o grande desbalanceamento da fração de γ gerado permitiu sua reprecipitação, durante a etapa abaixo da temperatura solvus da δ , primeiramente nos contornos de grão $\delta - \delta$ e posteriormente, em menor intensidade, como austenita de Widmanstätten. Em contrapartida, a pequena quantidade de austenita dissolvida na etapa anterior na junta de AISD_{5,5} não gerou um grande desbalanceamento desta fase, propiciando a sua reprecipitação apenas nos contornos de grão $\delta - \delta$. A precipitação nos contornos de grão $\delta - \delta$ pode ser observada na figura 3(d) como pequenas ilhas de austenita transversais, na sua grande maioria ligando as espessas placas de austenita não dissolvidas adjacentes.

A menor dissolução da austenita na ZTA do AISD_{5,5}, gerando uma maior fração volumétrica desta fase comparada aos AID_{3,9}, pode ser também explicada analisando-se o diagrama pseudobinário da figura 4. Observa-se que a composição química da liga SAF 2205 está situada numa região do diagrama de fases onde a faixa de temperatura entre a linha solidus e solvus da ferrita δ é maior, gerando uma ZTA mais ferrítica e extensa que a ZTA do SAF 2507 [10]. A delimitação da ZTA nas micrografias apresentadas foi aproximada. De qualquer maneira, pode se perceber que a extensão da ZTA da junta de AISD_{5,5} é bem inferior a da junta de AID_{3,9}.

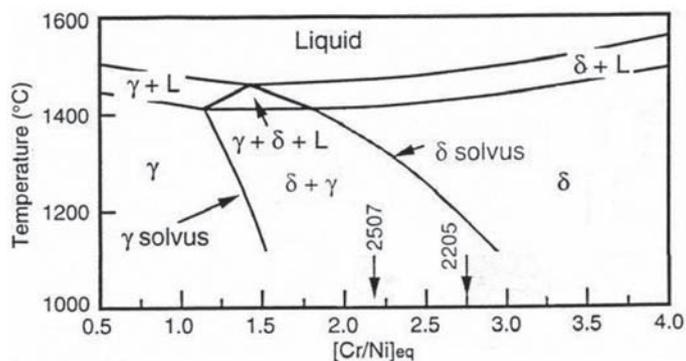


Figura 4. Diagrama pseudobinário Fe-[Cr/Ni]_{eq} [10].

A análise metalográfica do metal de solda é apresentada a seguir. O passe de acabamento do AID_{3,9}, soldado pelo processo GTAW, é composto por austenita de contorno de grão e de Widmanstätten, como pode ser observado na figura 5(a) e (b). Algumas das partículas de austenita intragranular observadas provavelmente são austenitas de Widmanstätten seccionadas obliquamente ao seu eixo longitudinal. Interessante notar a grande concentração de ferrita δ no passe de acabamento.

Nos passes de raiz e enchimento, todos também executados pelo processo GTAW, além da austenita de contorno de grão, observa-se uma maior quantidade de austenita de Widmanstätten, comparado com o passe de acabamento, como pode ser visto na figura 5(c) e (d). Provavelmente a deposição de passes subseqüentes transferiu energia térmica aos passes anteriores, necessária para o crescimento da austenita de Widmanstätten previamente nucleada, aumentando sua quantidade relativa. De uma forma geral, o teor de austenita é ligeiramente superior ao encontrado no passe de acabamento, possivelmente pelo mesmo motivo anterior.

Algumas das partículas de austenita intragranular observadas na figura 5 (c) provavelmente são austenitas de Widmanstätten interceptadas obliquamente ao seu eixo longitudinal. A figura 5 (d) mostra partículas de austenita de Widmanstätten mais espessas e menores, morfologia esta bem distinta da observada na figura 5 (c). Também observa-se ilhas com alta concentração de austenita intragranular muito fina. A austenita intragranular não foi muito observada nas outras micrografias e foi apenas apresentada aqui a título de curiosidade.

A junta de AISD_{5,5} foi soldada no passe de raiz pelo processo GTAW, e no passe de enchimento e acabamento pelo processo SMAW. Isto acarretou variações microestruturais acentuadas entre o passe de raiz e os subseqüentes, diferentemente do observado no metal de solda do AID_{3,9}, onde o passe de raiz e enchimento guardavam certa semelhança. A figura 6 a apresenta micrografias representativas de cada uma destas regiões.

A microestrutura observada nos passes de enchimento e acabamento do AISD_{5,5} consiste de austenita de contorno de grão e austenita de Widmanstätten. A austenita de Widmanstätten está presente em maior quantidade que a austenita de contorno de grão, como pode ser visto na figura 6(a) e (b), e austenita intragranular praticamente não foi observada.

A fração de austenita total é visivelmente superior à presente no metal de solda das juntas examinadas anteriormente. O principal motivo para a alta concentração de austenita, principalmente de Widmanstätten, e ausência de austenita intragranular nos passes de enchimento e acabamento do AISD_{5,5} está na sua composição química. O alto teor de Ni e N do metal de base e do metal de adição são responsáveis pelo deslocamento do equilíbrio termodinâmico para maiores frações de austenita, bem como aumentam a temperatura solvus da ferrita δ . Com o aumento da temperatura solvus da ferrita δ , a precipitação da austenita inicia-se em temperaturas mais elevadas, acarretando em uma maior quantidade de austenita de Widmanstätten e menor de austenita intragranular. [11].

A microestrutura observada no passe de raiz, mostrada na figura 6(c) e (d), é semelhante à dos passes de enchimento e acabamento. Grande quantidade de austenita de Widmanstätten

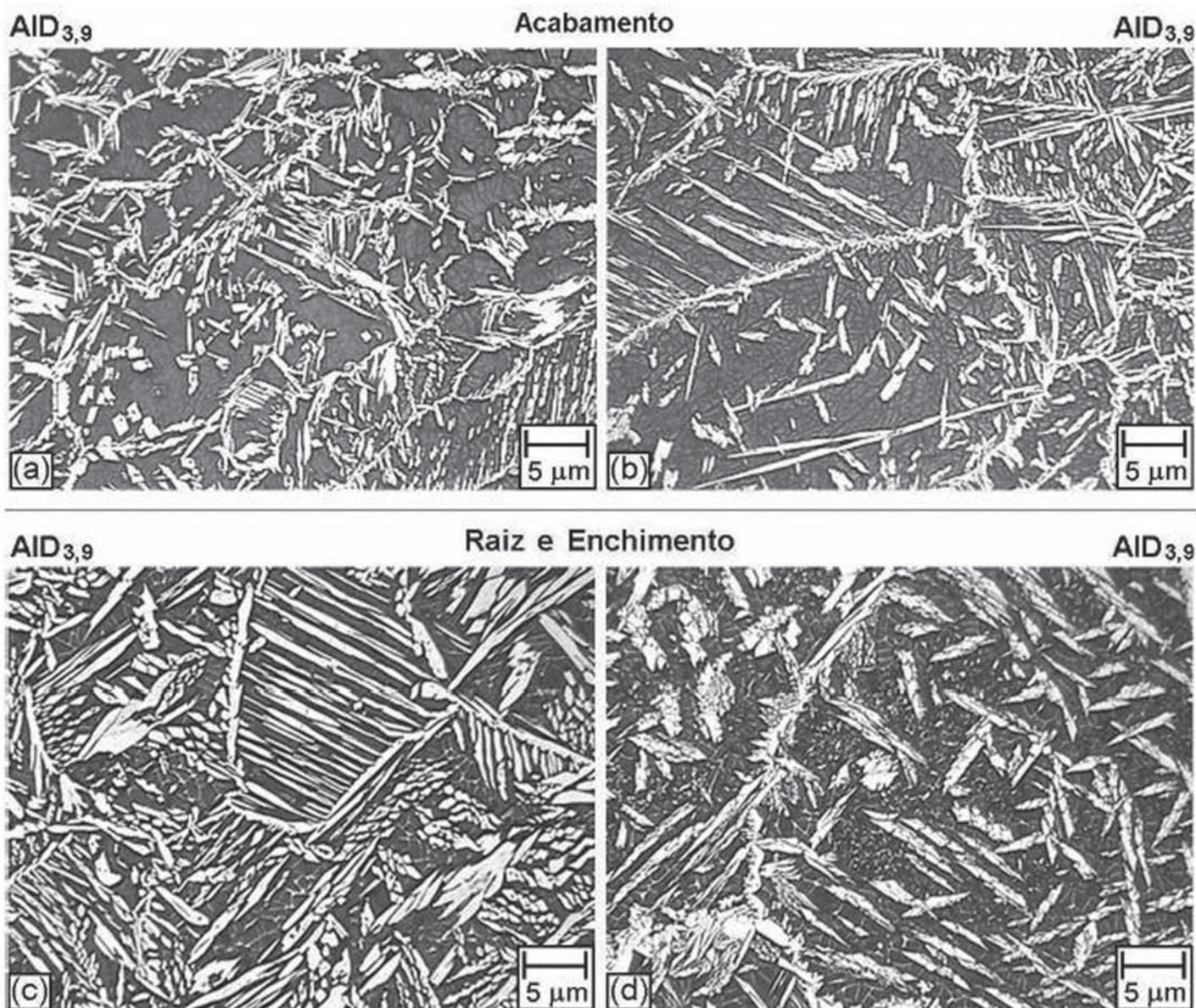


Figura 5. Micrografias representativas do metal de solda do AID_{3,9}. Passe de acabamento - (a) e (b). Passe de raiz e enchimento - (c) e (d).

Tabela 4. Resultados de energia absorvida no teste de impacto Charpy-V a -46 °C.

Material	Energia Absorvida (J)			
	MB	2mmLF	LF	CS
AID _{3,9}	36,6 ± 0,7	34,6 ± 0,7	30,1 ± 0,7	28,8 ± 0,6
AID _{3,9} CONV	73,2 ± 2,3	69,2 ± 2,3	60,2 ± 2,3	57,6 ± 2,2
AISD _{5,5}	82,7 ± 1,8	75,9 ± 5,8	44,2 ± 1,0	45,8 ± 8,6

Tabela 5. Resultados de perda de massa / área no teste de resistência a corrosão por pites.

Material	Perda de massa / área (g/m ²)	
	MB	Junta Soldada
AID _{3,9}	0,9 ± 0,4	44,9 ± 6,5
AISD _{5,5}	0,2 ± 0,0	1,6 ± 1,2

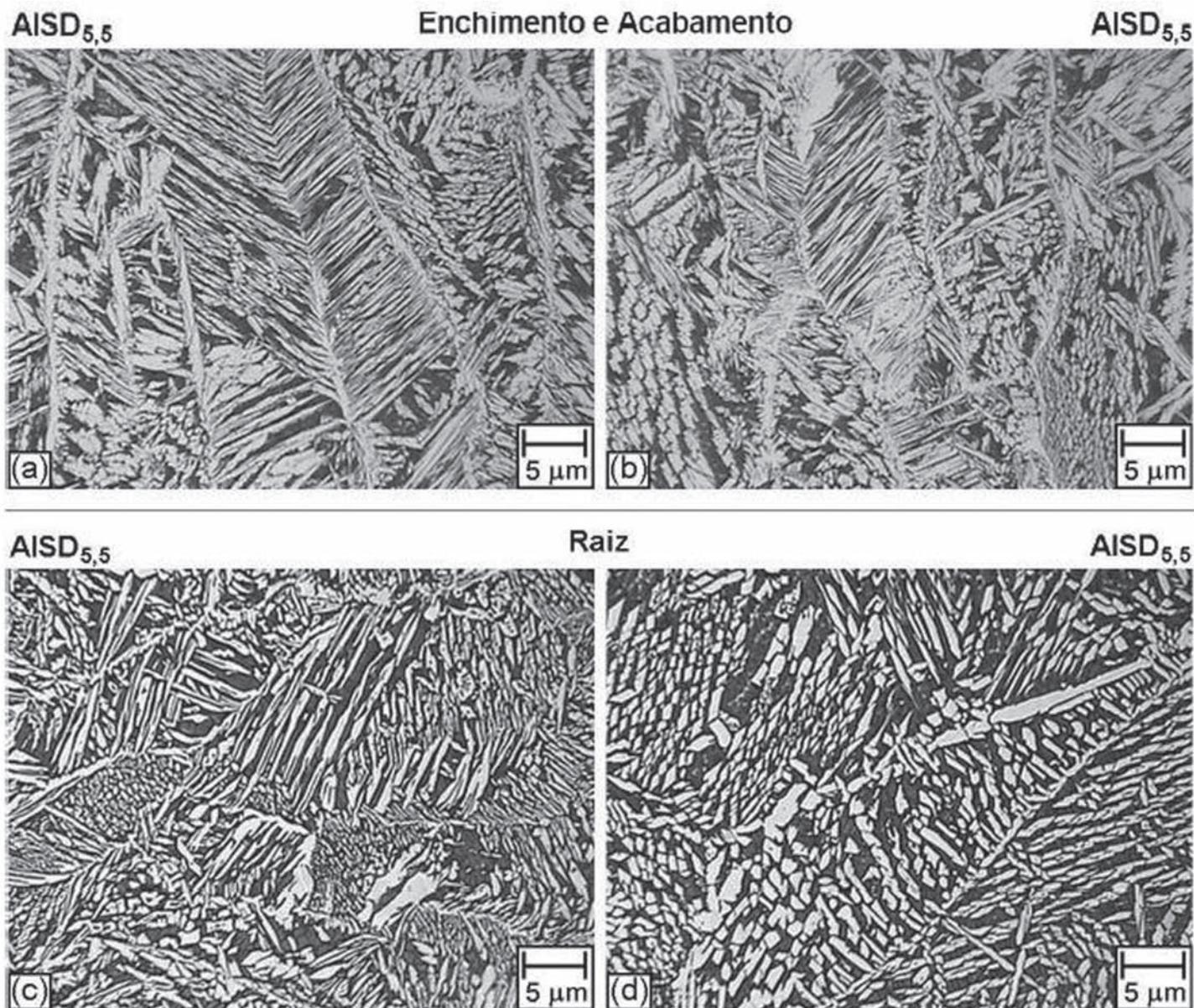


Figura 6. Micrografias representativas do metal de solda do AISD_{5,5}. Passe de enchimento e acabamento - (a) e (b). Passe de raiz - (c) e (d).

e praticamente ausência de austenita intragranular. Os motivos para a microestrutura encontrada são os mesmos explicitados para a microestrutura dos passes de enchimento e acabamento, enriquecimento de Ni e N na poça de solda. Nota-se uma ligeira diminuição na fração volumétrica de austenita comparada aos passes de enchimento e acabamento. Isto provavelmente se deve ao menor aporte de calor aplicado na execução do passe de raiz pelo processo GTAW, gerando uma maior velocidade de resfriamento.

Os resultados de energia absorvida no ensaio de tenacidade ao impacto, obtidos a $-46\text{ }^{\circ}\text{C}$ são apresentados na tabela 4.

Como o teste de impacto na junta de AID_{3,9} foi realizado a partir de um corpo de prova de seção reduzida $10 \times 2,5\text{ mm}$ e na junta de AISD_{5,5} a partir de um corpo de prova de $10 \times 5\text{ mm}$, seus valores obtidos foram convertidos para serem comparáveis aos valores obtidos na junta de AISD_{5,5}. Esta conversão consistiu

na multiplicação de seus valores originais por 2, sendo este gerado pela divisão das espessuras dos corpos de prova (5 e 2,5), como proposto pelo código ASME Seção VIII [12]. Apesar do conhecimento que esta conversão não produz resultados exatos, foi o escolhido pela ausência de artigos que tratassem deste assunto para o material em questão.

A queda observada nos valores de energia absorvida, do metal de base para o centro da solda, não sugere a precipitação intensa de intermetálicos, nitretos ou carbonetos. Smuk [13] reportou que 4% em volume da fase σ pode ser responsável pela redução na tenacidade de 230 - 300 J para valores menores que 27 J. Esta queda parece estar mais relacionada com a microestrutura do metal de solda e ZTA, e com possíveis tensões residuais. Além disso, esta queda é normalmente reportada para juntas soldadas.

Nota-se que a tenacidade do metal de solda e a obtida na linha de fusão da junta de AID_{3,9} é bem superior à tenacidade

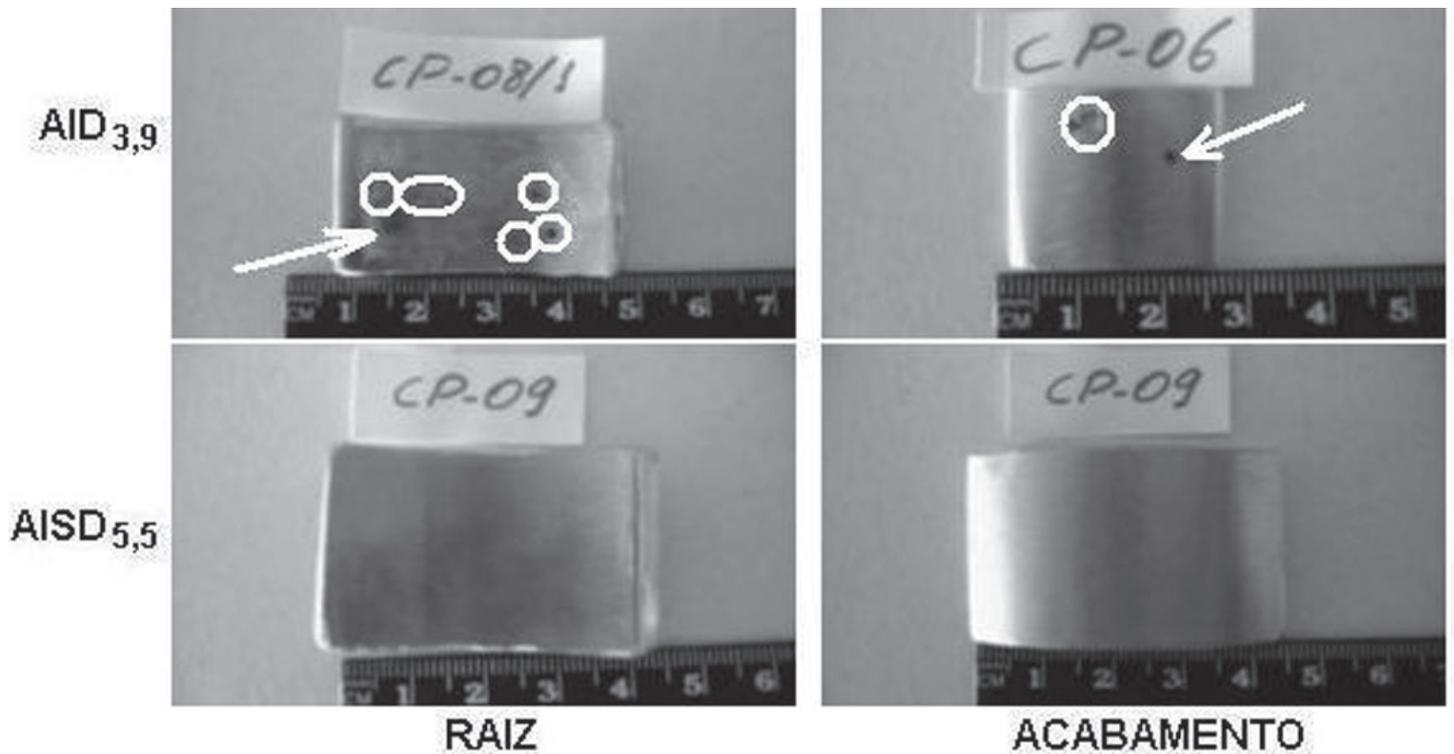


Figura 7. Fotografias das juntas soldadas após o teste de corrosão.

obtida nas regiões correspondentes do AISD_{5,5}. Os valores foram superiores, ainda que a fração volumétrica de ferrita δ no metal de solda tenha sido maior comparada à do AISD_{5,5}, como pode ser visto na tabela 3. Esse resultado foi atribuído ao processo de soldagem GTAW usado na soldagem do AISD_{5,5}. Segundo Ericsson [14], o processo de soldagem GTAW produz soldas com valores de tenacidade superior às soldas executadas por SMAW ou por arco submerso.

A tabela 5 apresenta os resultados obtidos de perda de massa por área conforme a norma ASTM G-48 [7]. Em relação aos metais de base testados, a perda de massa por área do AISD_{5,5} foi, como esperado, significativamente inferior à do AID_{3,9}. Isto se deve aos maiores teores de Cr, Mo e N no AISD_{5,5}. Não foram observados pites nos metais de base testados.

A figura 7 apresenta fotos representativas das juntas soldadas testadas que confirmam a excessiva perda de massa por área da junta soldada de AID_{3,9} mostrada na tabela 5. As setas indicam pites observados no metal de solda e os círculos indicam pites observados na ZTA. Apesar da perda de massa superior a do metal de base, não foi evidenciada nenhuma ocorrência de pites na junta soldada de AISD_{5,5}.

Vários pites, com tamanhos e profundidades diversas, foram observados no metal de solda e na ZTA da amostra de AID_{3,9}, tanto no passe de raiz quanto nos de acabamento. A grande maioria dos pites observados localizam-se na raiz e ZTA.

Como os resultados obtidos no teste de impacto Charpy-V não sugerem uma intensa precipitação de intermetálicos, nitretos ou carbonetos, a perda de massa considerável da junta soldada de AID_{3,9} provavelmente é explicada pelo alto teor de ferrita δ observado, em especial na ZTA. Em contrapartida, os resultados

satisfatórios obtidos no AISD_{5,5} estão relacionados com a considerável fração volumétrica de austenita na solda e ZTA. A composição química do metal de base e do metal de adição utilizado na soldagem do AISD_{5,5}, ricos em Cr, Mo, W e N, deve ter desempenhado importante papel na excelente resistência à corrosão observada. Estes elementos são responsáveis pela resistência à corrosão por pites em meio contendo cloretos.

4. Conclusões

O presente trabalho de avaliação da soldagem dos aços inoxidáveis duplex SAF 2205 e superduplex SAF 2507 na posição 5G usando os processos GTAW e/ou SMAW, permitiu as seguintes conclusões:

Os procedimentos de soldagem adotados geraram juntas soldadas de AID e AISD com resultados de tenacidade ao impacto satisfatórios.

Os resultados obtidos no ensaio de tenacidade ao impacto e microestrutura não sugerem a intensa precipitação de intermetálicos, nitretos ou carbonetos.

Mesmo contendo considerável teor de ferrita δ na solda e ZTA, a junta soldada de AID foi a que apresentou maiores resultados de tenacidade ao impacto. Este resultado foi atribuído ao processo de soldagem GTAW utilizado na confecção da junta.

A junta soldada de AID obteve considerável perda de massa por área no teste de corrosão por pites em meio contendo cloretos, sendo este resultado atribuído ao alto teor de ferrita δ na solda e especialmente na ZTA.

A maior resistência à corrosão por pites em meio contendo cloretos obtida na junta soldada de AISD foi atribuído ao alto

teor de austenita na solda e ZTA e composição química da solda enriquecida em Cr, Mo, W e N.

L. Background document 3.5, EcoPress, European research 5th framework, 2003.

5. Agradecimentos

A CAPES pela bolsa de Mestrado e PETROBRAS pelo apoio financeiro.

6. Referências Bibliográficas

- [1]. NOBLE, D.N. Selection of wrought duplex stainless steels. *Welding, Brazing and Soldering - ASM Handbook v.6*. 10^a ed. USA: ASM International, 471-481, 1993.
- [2]. REICK, W., POHL, M., PADILHA A.F. Three types of embrittlement in ferritic-austenitic duplex stainless steels. *Metalurgia e Materiais v.3*, n.8, p.46-50, 1990.
- [3]. KOTECKI, D.J. Ferrite control in duplex stainless steel weld metal. *Welding Journal*. v. 65, n. 10, p. 273s-278s, 1986.
- [4]. GUNN, R.N. (ed.) *Duplex Stainless Steels: Microstructures, Properties and Applications*. Cambridge: Abington Publishing. 204p, 1997.
- [5]. LILJAS, M. The welding metallurgy of duplex stainless steels. *Proceedings*. In: *DUPLEX STAINLESS STEELS'94*, 1994. Escócia: TWI, paper KV.
- [6]. *ASTM A 370-02. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. West Conshohocken, PA, United States, 2002.
- [7]. *ASTM G 48 - 03. Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution*. West Conshohocken, PA, United States, 2003.
- [8]. GARFIAS-MESIAS, L.F., SYKES, J.M., TUCK, C.D.S. The effect of phase compositions on the pitting corrosion of 25 Cr duplex stainless steel in chloride solutions. *Corrosion Science*. v.8, n.8, 1319-1330, 1996.
- [9]. ATAMERT, S., KING, J. E. Super duplex stainless steel - part 1: heat affected zone microstructures. *Materials Science and Technology*. v.8, n.10, p. 896-911, 1992.
- [10]. IPPOLD, J.C., VAROL, I., BAESLACK III, W.A. Microstructural evolution in duplex stainless steel weldments. *Proceedings*. In: *Conference Duplex Stainless Steels'91*, 1991. França. Les Éditions de Physique : v.1, p.383-391.
- [11]. SVENSSON, L.E., GRETOFT, B. Properties-microstructure relationship for duplex stainless steel weld metals. *Proceedings*. In: *Conference Duplex Stainless Steels'86*, 1986. Holanda: Nederlands Institut Voor Lastechniek, p. 288-294.
- [12]. *ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, SECTION VIII, DIVISION 1*. The American Society of Mechanical Engineers. New York, NY, United States, 2004 Ed., July 1, 2004.
- [13]. SMUK, O. *Microstructures and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steels*. Doctoral Thesis, Department of Materials Science and Engineering - Division of Ceramics, Royal Institute of Technology, Stocolmo, Suécia, 42p, 2004.
- [14]. ERICSSON C., SANDSTRÖM R., SIEURIN H., LAGERQVIST O., EISELE U., SCIEDERMAIER J., RUIZ R.