CAPÍTULO VII

7. CARACTERIZAÇÃO DA ZONA AFETADA PELO CALOR

7.1. Introdução

Neste capítulo são abordados os aspectos microestruturais e mecânicos da zona afetada pelo calor (ZAC). A análise microestrutural se baseia na caracterização das fases formadas em função do ciclo térmico a que é submetida tal região. Os aspectos mecânicos estão relacionados com as características de tenacidade ao impacto que tais formações proporcionaram à ZAC.

7.2. Microestrutura

Nessa parte da análise foram avaliadas as regiões que sofreram mudanças microestruturais no estado sólido em função do ciclo térmico gerado pela soldagem.

No material estudado, a ZAC gerada apresentou duas regiões, uma mais grosseira (ZAC-GG) e outra de estrutura mais refinada (ZAC-GF). Essa configuração se mostrou similar ao que ocorre nos aços ao carbono (KOU, 2003). Na Figura 7.1 são observadas essas duas regiões. Nessas soldagens foram utilizados os dois arames em análise, em uma energia de soldagem imposta de aproximadamente 0,7 kJ/mm na posição plana, parâmetros estes utilizados para o levantamento dos mapas de transferência metálica (Capitulo IV). Nesta figura são observadas todas as zonas da solda (Metal de base, ZF, ZAC-GF e ZAC-GG). Pela tonalidade observa-se a variação de cada região. É observada ainda a relação de grandeza entre essas zonas.

Particularmente, a Figura 7.1b apresenta zonas que se confundem em relação ao delineamento. Observando com detalhe a figura mencionada, as zonas não demonstram uma divisão proeminente, ficando difícil a sua definição com precisão. A grande diferença se encontra na forma da solidificação da zona fundida, apresentando uma orientação (grãos colunares), resultado do fluxo de calor. Pela Figura 7.1a essa zona fica bem definida. Assim, por esta figura, é possível diferir essas três regiões.

A Figura 7.2 mostra uma região da ZAC-GG de uma solda gerada com a utilização do arame consumível da classe AWS ER 309LSi em um maior nível de energia de soldagem (2,3 kJ/mm) para material tratado em forno tipo Box. Através dessa figura fica clara a existência das duas regiões distintas da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF). Na região ZAC-GG a microestrutura apresentada se assemelha bastante com a microestrutura observada na ZF e na ZAC-GG da solda realizada com o arame tubular (AWS EC 409).



Figura 7.1 – Solda realizada com metal tratado em forno tipo Box, (a) soldado com arame maciço da classe AWS ER309LSi; (b) soldado com arame tubular experimental de classe AWS EC 409, ambos em baixa energia (Ataque Vilella's).



Figura 7.2 – Interface entre a Zona fundida e a ZAC de uma soldagem em alta energia de material tratado em forno tipo Box, utilizando o consumível AWS ER 309LSi (Ataque Vilella's).

7.2.1. Extensão da ZAC

As Figuras 7.3 e 7.4 mostram a região gerada para o material tratado em forno continuo com alta e baixa energia de soldagem. Observa-se uma diferença nítida entre as duas regiões da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF). Pelo diagrama de fase mostrado na Figura 2.6, verifica-se que a faixa de temperatura em que se encontra o campo misto de ferrita e austenita (δ + γ) para um material de grade similar ao que aqui se estuda, seria entre 1000 °C e 1200°C. Isso permitiria a formação de austenita e ferrita delta, gerando a zona de granulação grosseira mostrada nas Figuras 7.1; 7.2; 7.3 e 7.4.



Figura 7.3 – Zona de transição entre a ZAC de grão grosseiro e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com alta energia. (Extensão média da ZAC GG de aproximadamente 1 mm)

Pelas figuras citadas é possível se ter uma noção da grandeza da ZAG-GG. Pelas medidas realizadas, a região grosseira das soldagens com energia mais elevada (2,2 kJ/mm) apresentou uma extensão média de 1,0 mm (Figura 7.3). Para a energia de 1,4 kJ/mm esse valor foi de aproximadamente 0,6 mm (Figura 7.4). Nessas figuras é possível avaliar essa maior extensão, onde se distingue a zona fundida e a zona afetada pelo calor (ZAC-GG + ZAC-GF). Tal extensão é função do tempo e da temperatura a que se submeteu o material (AWS, 1992). Por conseguinte, estará diretamente ligado à energia imposta ao sistema. Assim, quanto maior a energia de soldagem, tem-se a tendência de uma maior extensão dessas regiões para uma junta de mesma espessura.



Figura 7.4 – Zona de transição entre a ZAC de grão grosseiro e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com baixa energia. (extensão média da ZAC GG de 0,6 mm)

As Figuras 7.5 e 7.6 mostram os perfis de microdureza para medição da extensão completa da ZAC. Foram medidos tanto nas soldagens geradas com o material de adição austenítico como ferrítico. Em ambas as figuras, são mostradas as distintas regiões da solda (MB, ZAC-GF, ZAC-GG e ZF) para as condições realizadas. Na Figura 7.5, tem-se a medição da ZAC para a soldagem com o arame maciço. Foram realizadas medidas para cada condição de soldagem e tratamento térmico do material em análise, conforme estabelecido na metodologia, buscando abranger o máximo possível das regiões geradas durante a soldagem.

Em baixa energia se observa uma variação nos valores de dureza, caracterizando a ZAC. É notado a regularidade das medidas nas zonas específicas (metal de base, ZAC e ZF), com isso é possível demarcar a extensão da ZAC. Nesse caso específico, tem-se uma ZAC de aproximadamente 3 mm para o material tratado em forno tipo Box e 4 mm para o material tratado em forno contínuo. Levando em consideração que a extensão da ZAC é resultado de uma mudança microestrutural, esta dependerá tanto da composição da liga quanto da microestrutura inicial, ou seja, do metal de base. Essa pequena variação pode ser resultado da variação do tamanho de grão para essas amostras.

Na Figura 7.6 o mesmo procedimento foi estabelecido para a soldagem com o arame tubular experimental. Nesse caso observa-se uma grande dispersão dos resultados de microdureza na ZF, confirmando-se o que foi mostrado no Capítulo VI, acerca da variação microestrutural mostrada. Embora parte da ZAC (ZAC-GG) apresente uma característica similar à ZF gerada com o consumível tubular (AWS EC 409), esta ainda mantém uma certa

homogeneidade da microdureza, uma vez que devido aos processos de nucleação e crescimento de fase acontecerem no estado sólido, o tempo de desenvolvimento dos mesmos fica limitado pelos tempos experimentados na soldagem. Tomando como referência a zona mais homogênia nos valores medidos, notar-se-á que a região da ZAC mantém a mesma grandeza que a medida para o material soldado com o arame maciço.



Figura 7.5 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS ER 309LSi. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo.



Figura 7.6 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS EC 409. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo.

Esse estudo preliminar possibilitou a definição de um parâmetro de confecção dos corpos de prova para o estudo da tenacidade da ZAC. Como mencionado na metodologia, o entalhe do corpo de prova foi posicionado a 1 mm da zona fundida. Assim, estipulou-se que à essa distância seria conseguida a inserção do entalhe dentro da ZAC. Possivelmente esses entalhes foram posicionados na ZAC-GF ou na interface das duas zonas da ZAC (GF e GG).

7.2.2. Microestruturas da ZAC

A Figura 7.7 pormenoriza a estrutura na ZAC-GG mostrando a incidência de ferrita e martensita. Comparando tal microestrutura com a Figura 2.9b e no trabalho de Carrouge et alii (2004), esta ferrita assemelha-se à ferrita δ observada em estruturas martensíticas. Segundo outras literaturas (PUJAR et alii, 1999, OÑORO, 2006) a ferrita δ seria resultado da solidificação do material fundido durante o processo de fabricação ou pontos de alta temperatura, como o que acontece na soldagem, principalmente em regiões próximas à zona de fusão. Segundo o diagrama (Figura 2.7) mostrado por Peckner e Bernsteine (1977) e Lippold e Kotecki (2005), existe a possibilidade de formação de ferrita δ, dependendo do histórico térmico sofrido pelo material ou sua composição química. Segundo o diagrama de equilíbrio para o material de mesma classe, o campo de ferrita delta estaria em temperaturas superiores a 1000 °C, temperatura esta, atingida em alguns pontos da ZAC, principalmente na região da ZAC-GG. Esta estrutura também foi observada no material tratado em forno contínuo.



Figura 7.7 - Interface entre a Zona fundida e a ZAC do material tratado em forno Box com soldagem em alta energia utilizando o consumível AWS ER 309LSi, salientando a presença de ferrita e da martensita.

Ainda, de acordo com a literatura, nos aços de baixo carbono e grade à base de 12% Cr, ocorrerá a formação de austenita durante o ciclo térmico de soldagem (Figura 2.5) o que, dependendo da taxa de resfriamento, poderá gerar martensita e austenita retida (SANCHEZ et alii, 2006; TOTEMEIER et alii, 2006; WUA et alii, 2000). Tais componentes, dependendo da solicitação poderão interferir nas propriedades mecânicas do material.

No intuito de elucidar dúvidas acerca da identificação da fase presente, realizou-se um estudo desta através de difração de raios-X, buscando a identificação através do arranjo atômico do material em avaliação.

A Figura 7.8 mostra o resultado da difração de raios-X para as fases mostradas na Figura 7.9. Nas duas observações se constata a presença dos três picos referentes a ferrita. Nas duas seções desse diagrama é verificada a similaridade nos ângulos de difração gerados por essa amostra. Tanto a região 1 quanto na região 2 da Figura 7.9, os ângulos coincidem, constatando-se a mesma natureza, em relação ao tipo de reticulado (CCC).



Figura 7.8 – Resultado de difração de raios-X para as fases presentes na região soldada.



Figura 7.9 – Regiões de análise da difração de raios-X.

A Figura 7.8 e 7.9, no entanto, demonstra a distinção entre essas regiões, mostrando que a martensita apresentada, devido a pequena quantidade de carbono que a liga contém, tende a manter reticulado similar à ferrita. Com a baixa quantidade de carbono, o fenômeno de distensão do reticulado pela baixa solubilidade do carbono na ferrita fica atenuado, apresentando uma configuração basicamente cúbica, proporcionando, dessa forma, uma martensita de baixa dureza. Em medidas realizadas na região da ZAC, focando os componentes, o valor médio de microdureza medido na martensita ficou na ordem de 340 $HV_{0.5}$ (medido com a carga de 50 gramas).

Na Figura 7.8 ainda é notado uma leve diferença no terceiro pico da curva inferior, referente à região 2 da Figura 7.9. Nesse pico é observado um pico duplo. Esse fenômeno seria resultado dessa pequena diferença no reticulado, mostrando a diferença microestrutural, mesmo que tênue. Assim essa avaliação mostra a distinção entre a ferrita (região 1) e a martensita (região 2).

Através de tal avaliação e da morfologia apresentada em diversos trabalhos, como os citados na revisão bibliográfica (OÑORO, 2006; CARROUGE, 2002), além a ausência de qualquer estrutura CFC, acredita-se que tal constituinte seja ferrita δ . Reafirmando-se mais uma vez o que cita a literatura em relação a presença da ferrita delta para o material dessa classe.

Uma outra análise foi realizada a fim de se tirar as dúvidas pendentes acerca da característica da fase mais clara presente na região da ZAC para o material em estudo. Essa análise baseou-se na varredura desse região através de EBSD. Tal avaliação permitiu a identificação das fases presentes, em função de sua orientação.

A Figura 7.10 mostra a região analisada. Nessa figura é verificada a presença da fase, a princípio ferrita δ , presente em suas formas, alinhada e poligonal, conforme apresentada na Figura 2.9. Para essa análise foi varrida uma área de 275.482,094 µm², isso possibilitou a resolução de 1,401 µm² por pixel (EBSD pixel size), com um total de 196.608 pixels adquiridos.

A Tabela 7.1 mostra o resultado dessa varredura. Nessa tabela é observada a presença da ferrita, da martensita e de regiões não identificadas, que no caso da Figura 7.10 seria representada pelas regiões em negrito.

Através desse resultado reafirma-se o que se observou com a avaliação através de difração de raios-X. No caso da difração de raios-X, a resolução da análise não permitiu a definição das fases presentes, uma vez que a composição da liga contém pouco carbono, dificultando essa distinção. Na varredura através de EBSD essa lacuna foi preenchida,

constatando-se a presença da matriz martensítica e a presença de ferrita. Entretanto, a distinção entre a ferrita delta e ferrita α não se constatou, porém, a literatura corrente (AUGER et alii, 1990; CAI et alii, 1994; KOJIMA; HAYASHI; KAJITA, 1995; MATHEW et alii, 1999; SCHÄFER, 1998; KOMAI e MASUYAMA, 2002; CARDOSO et alii, 2003; ASM, 2004; TOTEMEIER e SIMPSON, 2004; SKULSKY, 2006; OÑORO, 2006a; OÑORO, 2006b; TABAN et alii, 2008), a morfologia apresentada por esses componente leva a crer que tal constituinte seja a ferrita delta.



Figura 7.10 – Avaliação através de EBSD para a região de incidência da fase (ZAC-GG).

Tabela	7.1 ·	 Resultado 	na	avaliação	através	de	EBSD	para	а	região	da	ZAC	com	а
presen	ça de	fases distinta	as m	orfologicar	nente.									

Fase	%	Contagem	Área (µm²)
Não resolvido	17.5	34334	48107.92
Ferrita	24.1	47372	66376.43
Martensita	58.4	114902	160997.74

A Figura 7.11 mostra essa estrutura para as diversas soldagens realizadas, tanto com o arame maciço (austenítico) quanto com o arame tubular experimental (ferrítico), nos dois níveis de energia. Em ambas as condições, o tipo de ferrita citada anteriormente se mantém na região grosseira da ZAC. Comparando-se os dois níveis de energia não se observa grande diferenças na forma, embora seja notado uma leve diferença dimensional, certamente oriunda do maior nível de energia aplicada à segunda coluna desta figura.

Quando se posiciona na região de grãos refinados da ZAC, o tipo de estrutura observada para alguns corpos de prova foram no formato alinhado, assemelhando-se às

Figuras 2.9d e 2.9f (ASM, 2004 e MIYATA et alii, 2000 respectivamente). A Figura 7.12 exemplifica tais componentes para ambas as energias utilizadas para soldagem na região refinada.



Figura 7.11 – Ferrita delta presente na região grosseira da ZAC. (a), (c), (e) correspondem a soldagens com baixa energia; (b), (d), (f) corresponde a soldagens com alta energia, ambas realizadas em material tipo Box.

Tomando a coluna esquerda da Figura 7.12 para a soldagem com baixa energia e da direita para alta energia é possível fazer uma comparação entre os níveis de energia e

constatar a similaridade das estruturas, tanto em forma quanto em magnitude. Ao que parece, a formação apresenta um direcionamento, possivelmente acompanhando o mesmo fluxo de deformação acontecido durante a conformação desse material.



Figura 7.12 – Ferrita delta presente na região refinada da ZAC. (a), (c), (e) correspondem a soldagens com baixa energia; (b), (d), (f) corresponde a soldagens com alta energia, realizadas em material tipo Box.

Em ambos os materiais em estudo (tratado em forno Box e em forno Contínuo), o intuito é de melhorar as propriedades do material, eliminando os resquícios da conformação,

homogeneizando a microestrutura, promovendo assim propriedades mecânicas otimizadas. Como visto no capítulo V, em ambos os tratamentos acontecem pontos de resquícios de microestruturas direcionadas (Figuras 5.2 e 5.3), onde se mostrou alguns direcionamentos no material tratado em forno Box e o que foi denominado de "bamboo shape" (Figura 2.9c) por Cardoso et alii (2003), observado também no material tratado em forno Contínuo.

Essas fases se distribuem em toda a região da ZAC-GF, em finas colônias. Observando as figuras anteriores é notado que essa estrutura tende a se modificar quanto maior a temperatura a que é submetida, como notada na Figura 7.13. Essa figura exemplifica o efeito da mudança de estrutura da fase com o aumento de temperatura, tomando como referencia as zonas da ZAC de granulação fina (menor temperatura) e zona de granulação grosseira (maior temperatura). Nesta figura aparecem as fases alinhadas na interface das zonas da ZAC, e entrando na ZAC-GG observa-se a formação de pontos isolados dessa fase, como se acontecesse o crescimento com o tempo de permanência em temperaturas mais elevadas (mais próxima da ZF).



Figura 7.13 – Interface entre a ZAC de grão grosseiro e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com baixa energia.

Na Figura 7.14 é observada a existência de uma fronteira entre as duas regiões principais da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF). Como na Figura 7.2, as Figuras 7.11b e 7.13 apresentam a formação de uma estrutura alinhada nessa região de fronteira. Diversos pesquisadores frisaram o aparecimento da fase ferrita delta nas duas formas, mostrado através da Figura 2.9 (OÑORO, 2006; CARROUGE, 2002; CARDOSO et alii, 2003; ASM, 2004; WANG et alii, 2008; MIYATA et alii, 2000).

Essa fronteira estaria relacionada ao nível de energia de cada região, bem como das características térmicas da liga. Na Figura 7.14 existem ai duas regiões bem definidas, uma

com a incidência de ferrita em forma vermicular e outra com ferrita em forma poligonal. Com o aumento da energia ocorre a geração de sítios de crescimento, conforme cita Rios e Padilha (2007), que através de difusão, as partículas menores são agregadas às maiores. Assim, devido ao maior nível de energia da região próxima a zona fundida (ZAC-GG), a ferrita delta presente tende a crescer e gerar a forma poligonal.



Figura 7.14 - Interface entre a ZAC-GF e ZAC-GG de uma soldagem do material tratado em forno contínuo utilizando baixa energia e o consumível AWS EC 409.

Como foi observado nas figura anteriores, o material tratado em forno Box, o qual espera-se um maior controle da microestrutura, apresenta também ferrita delta em forma alinhada. Assim, atribui-se a formação da ferrita delta, não só à composição química, como cita a literatura (OÑORO, 2006a), mas também ao tipo de tratamento a que o material foi submetido antes da soldagem. É bem possível que essa formação possa acontecer ainda durante o tratamento de recozimento, havendo uma ativação da ferrita delta em função da energia de deformação acumulada, energia para a recristalização e por fim, a inserção da energia de soldagem.

A literatura afirma que tal presença possa denegrir as propriedades mecânicas do material (CAI et alii, 1994; ANGELIU et alii, 2003; CARROUGE et alii, 2004; OÑORO, 2006a). Dessa forma, há probabilidade de que haja interferência dessa presença nas propriedades do material, principalmente quando submetido a soldagem.

Na região de granulação refinada existe a tendência de manter níveis elevados de tenacidade à fratura (BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER, 2007). É possível que essas mudanças microestruturais também afetem a resistência mecânica do material (ASM, 1993), podendo em alguns casos, aumentar essa resistência. Assim, espera-se que tais regiões possam atuar dessa forma na soldagem dos materiais aqui em questão (tratado em forno Box e em forno Contínuo), uma vez que os mesmos mostraram uma estrutura bem refinada e certa similaridade.

A Figura 7.15 mostra a microestrutura da região da ZAC-GF para uma soldagem realizada em baixas energia. A Figura 7.16 mostra essa mesma região para soldagens realizadas com energia mais elevada, verifica-se que mesmo com o aumento da energia de soldagem, a microestrutura gerada apresenta uma certa semelhança microestrutural, embora note-se um refino mais acentuado no material tratado em forno Box.



Figura 7.15 – ZAC de granulação fina, (a) material trado em forno tipo Box, (b) material tratado em forno contínuo, soldados com energia baixa (ataque Vilella's).



Figura 7.16 – ZAC de granulação fina, (a) material trado em forno tipo Box, (b) material tratado em forno contínuo, soldados com energia alta (ataque Vilella's).

Na Figura 7.17, têm-se pormenorizadas as microestruturas para a ZAC com granulação refinada, tanto para o material tratado em forno tipo Box quanto Contínuo. São observadas nessas microestruturas os componentes básicos formados nessa região, em virtude da energia imposta pela soldagem. Aqui, verifica-se a presença da martensita (M) e da ferrita (F). Observa-se ainda a presença de alguns resquícios de ferrita δ . Nota-se ainda que a distribuição dos microconstituintes apresenta uma boa semelhança entre os dois tipos de tratamento.



Figura 7.17 – Detalhes da ZAC de granulação fina. (a) e (c) Forno tipo Box. (b) e (d) Forno continuo.

A Figura 7.18 pormenoriza a região de transição entre as duas zonas dentro da ZAC. Nessa região verifica-se a presença mais massiva da ferrita delta. A estrutura ainda mantém as mesmas características da região mais refinada (presença de ferrita e martensita) no entanto já é notado o crescimento mais acentuado dos grão e o crescimento maior da ferrita δ . Observa-se ainda na Figura 7.18b que a ferrita delta tenta delimitar os grãos, envolvendo-os, formando uma rede, similar à ferrita δ que se observa na região fundida com o material austenítico, reportado no Capítulo VI.



Figura 7.18 – Detalhes da interface da ZAC-GF e ZAC-GG.

A Figura 7.19 tem um exemplo desse fenômeno em uma soldagem realizada com o material tratado em forno tipo Box, utilizando um nível elevado de energia, acontecendo logo na interface das duas zonas da ZAC. Nessa figura fica bem claro que a ferrita delta delimita os grãos e tende a crescer, gerando a rede mencionada. Nessa figura ainda é verificada a diferença entre a ferrita (F) e a ferrita delta (δ) .



Figura 7.19 – Detalhes da ferrita delta no envolvimento dos grão.

O ataque químico realizado com Vilella's tende a corroer com mais intensidade a ferrita, proporcionando um efeito de relevo quando se tem um aumento mais elevado, como no caso da Figura 7.19. Através desse efeito nota-se a diferença desses dois componentes (ferrita e ferrita δ).

7.3. Avaliação da tenacidade ao impacto

Foram avaliadas nessa etapa três variáveis distintas: tipo de tratamento térmico sofrido pelo metal de base, energia de soldagem aplicada ao processo e a temperatura de ensaio. Como visto anteriormente, a ZAC-GG teve variações na ordem de 0,5 mm a 1,0 mm, dependendo da energia aplicada. A ZAC de um modo geral variou entre 3,0 mm e 6,0 mm. Logo tomou-se como referência o valor de 1,0 mm para a confecção do entalhe. Assim, a grande maioria dos entalhes para a ZAC estiveram posicionados completamente na ZAC-GF.

A Figura 7.20 mostra alguns desses entalhes. Nessa figura é possível observar que os entalhes estão posicionados na região da ZAC de granulação mais refinada. Alguns entalhes podem ter sido posicionados muito próximo da ZAC-GG, como mostram as Figuras 7.20b e 7.20c. Nessas duas figuras, o entalhe foi posicionado nas proximidades da região mais grosseira da ZAC, mas ainda assim, dentro de uma região com bom refinamento do grão. As setas claras nessas figuras indicam a direção em que se encontra o fundo do entalhe (raio do entalhe).

Os resultados apresentados por estes ensaios se mostraram dispersos demais. A variação foi muito elevada. Para tanto, diversos ensaios foram realizados para uma mesma condição, na tentativa de se visualizar algum padrão. Em virtude da grande variação repetiuse, em alguns casos, mais do que se estabelece em norma (ASTM E 23), a qual salienta a realização de cinco repetições e eliminação dos dois extremos (maior e menor valor) trabalhando com a média dos valores restantes.

A Tabela 7.2 apresenta os resultados obtidos com a realização dos ensaios para os corpos de prova citados, para a região da ZAC dos corpos de provas confeccionados com o material soldado em baixa energia.



Figura 7.20 – Posicionamento do entalhe na região da ZAC. Material tratado em forno tipo Box soldado com energia baixa (a) e (c) e energia alta (e); material tratado em forno contínuo soldado com energia baixa (b) e (d) e com energia alta (f).

A Figura 7.21 mostra graficamente esses resultados da Tabela 7.2. Nessa figura, embora haja uma diminuição da tenacidade ao impacto com a diminuição da temperatura, os desvios padrões apresentados mostram que no patamar que vai de 0 °C a -20 °C, a princípio não se verifica diferenças no nível de tenacidade ao impacto quando se avalia o desvio padrão. Nota-se ainda que a tenacidade ao impacto para o material à temperatura ambiente se mostra um pouco superior ao material de base apresentado no Capítulo V.

Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm ²)	Media (J)	DP (J)	
	118	295,0			
Ambianta	108	270,0	111.0	0 70	
Amplente	118 295,0		111,0	0,72	
	100	250,0			
	63	157,5			
	44	110,0		21,48	
0	40	100,0	40.2		
0	64	160,0	49,2		
	13	32,5			
	71	177,5			
	88	220,0		35,29	
10	8	20,0	50.5		
-10	69	172,5	59,5		
	73	182,5			
	65	162,5		26,30	
	59	147,5			
	4	10,0			
20	25	62,5	25.5		
-20	16	40,0	35,5		
	47	117,5]		
	64	160,0	1		
	4	10,0	1		

Tabela 7.2 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno tipo Box.



Figura 7.21 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno tipo Box.

Segundo a literatura (LIPPOLD; KOTECKI, 2005), a formação de martensita, aqui no caso de menor dureza em função do menor teor de carbono, proporcionaria uma melhoria nas propriedades mecânicas do metal que a contém. No material de base observou-se uma tenacidade ao impacto de aproximadamente 100J para temperatura ambiente. Já para o material aqui em estudo, à temperatura ambiente, este valor apresentou uma energia absorvida ao impacto na ordem de 110J. Nessa figura são mostrados as médias com os desvios reais em função da média e dos valores listados na Tabela 7.2.

A Tabela 7.3 apresenta os resultados da tenacidade ao impacto para a soldagem com o material de base tratado em forno tipo Box, utilizando alta energia de soldagem. Em função da utilização de muitos corpos de prova no início dos experimentos na obtenção de um padrão nos resultados, como citado anteriormente, algumas temperaturas foram descartadas. Assim, foram mantidas as temperaturas, 0 °C, -10 °C e -20 °C para os ensaios consecutivos. Segundo os dados técnicos dos aços comerciais da mesma classe, a temperatura mínima de referência para a medida de tenacidade ao impacto é de -20 °C (ARCELOR, 2005). Assim, focou-se nesse nível de temperatura.

Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm ²)	Media (J)	DP (J)	
	24	60,0			
	43	107,5		11,65	
0	21	52,5	35,20		
	44	110,0			
	44	110,0			
	33	82,5		21,99	
	51	127,5			
-10	8	20,0	39,00		
	36	90,0			
	67	167,5			
	29	72,5		16,90	
	14	35,0			
	44	110,0			
	10	25,0			
20	42	105,0	24.20		
-20	4	10,0	24,30		
	50	125,0			
	29	72,5	1		
	16	40,0	1		
	5	12,5]		

Tabela 7.3 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em Alta energia para o material tratado em forno tipo Box.

Como nos resultados anteriores, é observado aqui uma grande variabilidade dos níveis de energia absorvida ao impacto. Os desvios padrões indicam os altos níveis de variação dos resultados nesses ensaios, muito embora o valor médio apresentado esteja dentro do nível dos materiais comerciais (100J/cm²) à temperatura de -20 °C.

Na Figura 7.22 são retratados os resultados da Tabela 7.3. Em virtude do que se expôs anteriormente, aqui não se apresenta a avaliação para a temperatura ambiente. A variação se mantém em níveis elevados mas apresentando a média similar ao que foi observado anteriormente, apresentando um mesmo patamar de energia para a faixa de temperatura entre 0 °C e -20 °C.



Figura 7.22 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em Alta energia para o material tratado em forno tipo Box.

Já na Tabela 7.4 tem-se os resultados da tenacidade ao impacto para a soldagem em baixa energia com o material tratado em forno contínuo. Nesse caso o nível de variação dos resultados (desvio padrão) se mostrou mais elevado que os casos anteriores. Mostrando uma particularidade na temperatura de -20 °C, onde o valor de desvio padrão para essa condição se mostra superior ao valor da média observada. Nota-se ainda que os valores apresentados são inferiores à mesma condição com o material tratado em forno tipo Box, principalmente na temperatura de -10 °C. A Figura 7.23, em comparação com as Figuras 7.21 e 7.22, mostra-se com valores bem inferiores e desvios maiores. Para as temperaturas -10 °C e -20 °C os valores de tenacidade ao impacto se mostram bem baixos. Embora baixos os valores apresentados, a tendência de minimização da tenacidade ao impacto com a temperatura se mantém para esse material.

Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm ²)	Media (J)	DP (J)
	70	175		
	13	32,5		
	81	202,5		
0	75	187,5	53,14	31,26
	55	137,5		
	5	12,5		
	73	182,5		
	5	12,5		1,53
-10	6	15	6,33	
	8	20		
	3	7,5		
	27	67,5		
	4	10		
	3	7,5		
-20	32	80	10,44	11,08
	10	25		
	6	15		
	4	10		
	5	12,5		

Tabela 7.4 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno Contínuo.



Figura 7.23 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em baixa energia para o material tratado em forno Contínuo.

A Tabela 7.5 apresenta os resultados para a soldagem com o material tratado em forno Contínuo, utilizando uma energia mais elevada. Neste caso é notado que a tenacidade ao impacto para as temperaturas mais baixas se manteve mais elevada, embora seja notado, também, a grande variação do desvio padrão.

De um modo geral, os valores médios de energia absorvida ao impacto para o material tratado em forno do tipo Box se mostram superiores aos resultados mostrados pelo material com tratamento em forno Contínuo. Observando esses resultados ainda podem ser notadas alterações dos valores com a variação da temperatura de ensaio. É possível que alguns desses efeitos sejam mascarados pelos desvios mostrados, como é o caso do desvio obtido com os ensaios realizados para o material tratado em forno contínuo em alta energia.

Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm ²)	Media (J)	DP (J)	
	96	240			
	65	162,5		42,2	
0	76	190	49,20		
	4	10			
	5	12,5			
	10	25		3,11	
10	7	17,5	9 50		
-10	5	12,5	0,50		
	12	30			
	4	10		31,54	
	3	7,5			
20	79	197,5	22.02		
-20	45	112,5	23,03		
	3	7,5			
	9	22,5			

Tabela 7.5 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em alta energia para o material tratado em forno Contínuo.

Dentre esses resultados foi observado incidência de pontos muito baixos (Figura 7.24), o que possibilitou a existência de desvios padrões tão elevados. Tal fato poderia ser relacionado ao entalhe, acabamento na região do entalhe ou mesmo das fases presentes. Muito embora se tenha observado o fator dimensional (como cita a norma ASTM E 23-94), bem como o posicionamento do entalhe dentro da região da ZAC a variabilidade se manteve forte.



Figura 7.24 – Resultado do teste de charpy-V na região da ZAC com soldagem em Alta energia para o material tratado em forno Contínuo.

7.4. Análise da dispersão dos resultados

É sabido que o tipo de teste realizado tende a manter desvios padrões altos, haja vista tal teste ser vinculado a um fator qualitativo, não possibilitando a consideração de muitas variáveis possíveis de interferir nos resultados. Assim, em virtude da grande variabilidade dos resultados mostrados nos testes de tenacidade ao impacto, algumas análises em paralelo, foram realizadas, na busca de elucidar os principais fenômenos causadores desses grandes desvios.

Nessa etapa da dispersão dos resultados é buscado o esclarecimento através da avaliação das microestruturas geradas durante a soldagem, bem como as topografias das fraturas e correlações com os resultados obtidos.

Segundo alguns pesquisadores (KOU, 2002; LIPPOLD; KOTECKI, 2005; FRANCIS; MAZUR; BHADESHIA, 2005; GOSHI et alii, 2004; KOMAI; MASUYAMA, 2002; TOTEMEIER et alii, 2006), diversos são os fatores que interferem nas características do metal submetido a ciclos térmicos. Aqui é possível citar pelo menos três fatores que podem influenciar diretamente as características de tenacidade ao impacto para a região da ZAC do material em estudo. Assim ter-se-ia a variação da microestrutura, como no caso o crescimento de grão e geração de componentes como a martensita. Outro seria a precipitação de fases, possivelmente por decomposição espinodal e por fim a formação de ferrita δ em formas

distintas, que embora não possua características frágeis, pode, aliada ao sistema periférico (precipitados), promover a degradação das propriedades da liga.

7.4.1. Heterogeineidades na ZAC

Como na ZAC as regiões se mostram, microestruturalmente, distintas, podem também apresentar características de tenacidade distintas. Como observado no capítulo anterior, o material da zona fundida, conseguido através da soldagem com o arame tubular da classe AWS EC409, manteve um nível de tenacidade ao impacto muito baixo. Observando a ZAC dos materiais em análise, nota-se a semelhança de microestrutura da região fundida com o consumível tubular e a ZAC-GG, em ambos os tratamentos térmicos. Assim, tem-se, na região adjacente ao metal fundido, uma região de microestrutura grosseira, com a incidência de componentes microestruturais passíveis de baixa tenacidade.

Pela sua característica, o aço (predominantemente ferrítico em sua forma como recebida) tenderia a formar granulação grosseira, (diagrama de BALMFORTH; LIPPOLD, 2000), a qual tenderia à geração de martensita. Essa característica da microestrutura gerada pode ser um fator preponderante na não homogeneidade dos resultados nos testes realizados pelo ensaio de Chapy-V, caso o entalhe tenha incidido na região mais grosseira da ZAC. No entanto, como observado na Figura 7.20, o posicionamento deste, dista ainda da região mais grosseira. Em alguns casos isolados o entalhe no corpo de prova para o ensaio charpy-V foi posicionado parcialmente dentro das duas regiões da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF) (Figuras 7.20b e 7.20c). Nesses dois casos, parte do entalhe encontra-se na região grosseira da ZAC, no entanto, a base do entalhe ainda posiciona-se na região de granulação mais fina. Em função desses fatos é possível que a interferência da região grosseira nos desvios apresentados seja menos significante.

7.4.2. Precipitados e formação de ferrita δ

Muitos estudos realizados com os aços da classe aqui avaliada apresentam resultados que levam a incidência de problemas relativos à fratura (FRANCIS; MAZUR; BHADESHIA, 2005; GOSHI et alii, 2004; KOMAI; MASUYAMA, 2002; KOJIMA; HAYASHI; KAJITA, 1995). Embora tal fenômeno seja um caso particular de situações onde se incidem tensões cíclicas, proporcionando assim problemas de fadiga, os fenômenos responsáveis pela ruína (crescimento de grão e precipitação de fases), também poderão afetar diretamente as características de tenacidade ao impacto, medidas a partir do ensaio de charpy-V. Alguns pesquisadores (SCHÄFER, 1998; EHRLICH et alii, 1994) apontam para a precipitação de

fases como o principal fator na queda de tenacidade de algumas ligas que geram ferrita δ durante a solidificação ou resfriamento.

Possivelmente, o que foi observado em relação aos baixos níveis de energia absorvida e a grande variação nos valores de energia absorvida durante os ensaios de impacto Charpy-V, sendo mais proeminente na região da ZAC, possa ser resultado do efeito sinérgico de diversos fatores, atuando em conjunto, como é o caso da homogeneidade do metal de base, da martensita formada durante o ciclo térmico de soldagem, precipitação e crescimento de fase (como a ferrita δ).

7.4.3. Avaliação da presença das fases

Foi possível separar dentre todos os ensaios realizados na região da ZAC, a presença ou não de ferrita delta alinhada na região em estudo. Com essa avaliação, separouse em duas classes de análise os resultados de chrapy-V para a ZAC. Pelo levantamento posterior aos ensaios de tenacidade ao impacto, verificaram-se algumas tendências. Essa avaliação foi realizada tomando o material fraturado e submetendo-o a um procedimento de metalografia, avaliando a região adjacente à fratura. Esse material possibilitou a verificação do local de incidência do entalhe dentro da ZAC, além da observação da presença ou não de fases distintas à microestrutura convencional dessa região (ferrita δ alinhada).

Nas Figuras 7.25 a 7.26 é possível observar os tipos de formação encontradas nas regiões adjacentes à fratura gerada pelo ensaio de impacto, sendo estas as possíveis responsáveis pelos baixos resultados mostrados nas tabelas anteriores. Pela avaliação de tais formações, devido o seu direcionamento é possível fazer uma correlação da presença de ferrita δ aos baixos valores de energia absorvida ao impacto. Nessa figuras se apresenta micrografias de regiões paralelas à fratura para um corpo de prova de material tratado em forno tipo Box, soldado com alta energia e entalhe posicionado na ZAC-GF. Pela característica da micrografia apresentada, a presença de ferrita δ alinhada poderá ser a possível causa dessa minimização brusca no valor da tenacidade ao impacto, aqui registrada.





Figura 7.25 – Material tratado em forno tipo BOX, soldado com alta energia de soldagem, energia absorvida ao impacto de 4J à temperatura de -20°C.



Figura 7.26 – Material tratado em forno tipo Box, soldado com alta energia, energia de resistência ao impacto de 5J à temperatura de -10°C.

A Figura 7.27 retrata o aspecto da fratura gerada no material tratado em forno tipo Box onde se constata a presença de fases alinhadas. Nessa figura é verificada a presença de certo direcionamento da fratura como um todo. Nas Figuras 7.27a e 7.27b se observa uma estrutura alinhada, podendo este direcionamento ser resultado da presença da ferrita δ alinhada, como mostrada anteriormente. São observados indícios de deformação plástica nessas figuras, no entanto a quantidade de direcionamentos pode ter induzido ao baixo nível de tenacidade ao impacto.

As Figuras 7.27c e 7.27d mostram topologias desse mesmo corpo de prova, no entanto posicionadas na região final da fratura. Essa região apresenta um aspecto mais frágil em função da ausência de deformação plástica nessas fraturas. É observada ainda a presença de fases pontuais, sendo possível a intervenção de tais componentes nos resultados de tenacidade ao impacto apresentados, como citado por Totemeier et alii (2006).



Figura 7.27 – Aspecto da fratura da região da ZAC de uma soldagem realizada com material tratado em forno tipo Box, com tenacidade ao impacto de 4J à temperatura de -10 °C.

Em uma análise da fase pontual presente através de EDS constatou-se a presença de cromo, ferro e silício, conforme é mostrado na Figura 7.28. Em função da característica geométrica da fase além do fator dimensional, esse resultado é passível de incerteza. Em função também do contraste mostrado na avaliação através dos elétrons retroespalhados, tal fase apresenta uma característica não metálica. Sendo uma fase não metálica, a tendência de fragilização tende a aumentar, podendo assim este componente ser um fator influente na baixa tenacidade do ensaio em questão.



Figura 7.28 – Resultado do EDX para a fase pontual presente na interface fraturada, mostrada na Figura 7.27.

Na Figura 7.29 é mostrada a topografia de uma fratura com dois tipos de estruturas. Tem-se regiões planas, como se algum componente tivesse sido "descolado" da matriz. Perifericamente a esse tipo de formação é notado a presença de uma região com deformação plástica ("dimples"). Analisando esse tipo de formação supõem-se que ela tende a gerar baixos níveis de tenacidade, uma vez que a área efetiva de resistência é minimizada por essa não adesividade. O efeito mostrado na Figura 7.29 aparece como se houvesse na interface da ferrita delta, um sistema que promoveria a falta de adesividade da mesma à matriz, promovendo seu "descolamento".



Figura 7.29 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno tipo Box e energia absorvida durante o impacto de 13J ensaiado a 0°C.

Observando as Figuras 7.30 e 7.31, tem-se pormenorizado o aspecto da ferrita δ presente na região refinada da ZAC. Na Figura 7.30, tem-se a microscopia ótica como ferramenta. Após o ataque químico com Vilella's, possibilitou-se a formação de uma topografia capaz de identificar a ferrita convencional da ferrita delta, devido a sua possível composição diferencial, gerou-se sítios distintos da matriz (ferrita e martensita). Esses sítios, no entanto, apresentam distinção entre si, quando visualizadas em maior aumento. Segundo alguns pesquisadores (DANOIX; AUGER, 2000), dentro de um mesmo sítio é possível a geração de pontos de composição diferenciada através da decomposição espinodal, conforme cita Rios e Padilha (2007). Essa decomposição geraria micro fases com diferença composicional pelo enriquecimento ou empobrecimento de determinado componente, aqui em questão o cromo.



Figura 7.30 – Detalhe da ferrita delta alinhada, com incidência na ZAC-GF utilizando a microscopia ótica.

Danoix e Auger (2000) simularam a formação de determinados precipitados em uma liga com maior teor de cromo que a liga aqui em questão, mostrando que os precipitados aconteceriam em toda a extensão da ferrita, inclusive em sua periferia. Esse particulado formado teria dimensões nanométricas. Ao que é posto, esse tipo de precipitação poderia

gerar o tipo de fenômeno mostrado na Figura 7.29, onde haveria algo como que um "descolamento" de placas de ferrita.



Figura 7.31 – Detalhe da ferrita delta alinhada, com incidência na ZAC-GF utilizando microscópio eletrônico de varredura. (a) e (c) técnica dos elétrons secundários (SE). (b) e (d) técnica dos elétrons retroespalhados (BSD)

A Figura 7.31 apresenta o mesmo tipo de microestrutura da Figura 7.30, utilizando-se da microscopia eletrônica. Nesse caso utiliza-se de duas técnicas para essa avaliação. Na coluna esquerda tem-se a utilização da técnica dos elétrons secundários (SE), onde é possível a geração da topografia da amostra. Na coluna direita utiliza-se da técnica BSD, técnica esta que possibilita a diferenciação composicional, permitindo a geração de uma imagem de topografia aliada a diferença de fases pela composição. Nessa figura se observa a mesma região de avaliação (coluna esquerda e direita) e nelas é possível diferenciar no sítio de ferrita δ , componentes distintos. Essa diferenciação seria resultado da decomposição espinodal que cita Danoix e Auger (2000).

Na Figura 7.29 e 7.30 é notada a dimensão da estrutura alinhada. Será verificado que essas estruturas possuem a mesma grandeza. Na Figura 7.29 tem-se o que parece o

negativo de uma estrutura similar ao que se observa nas Figura 7.30 e 7.31. Isso leva a crer que a ferrita alinhada tende a ser arrancada da matriz. Em uma avaliação dessas fases mais escuras (Figuras 7.31b e 7.31d) através de EDX, constatou-se um valor de 11,34% (Ponto 1 da Figura 7.31) de cromo na sua superfície contra 10,98% (Ponto 2 da Figura 7.31) da região mais clara. Outra variação composicional observada nessa análise foi a do níquel, o qual foi de 0,41% (Ponto 1 da Figura 7.31) e ausência de níquel no Ponto 2. Embora não haja tanta exatidão nesta análise, essa pequena diferença, por ser resultado da análise superficial (~ 2 μ m de profundidade), pode indicar uma leve diferença entre esses elementos do sítio avaliado, podendo ser a confirmação de alguma precipitação ou decomposição espinodal, como afirma Danoix e Auger (2000).

Na Figura 7.32 são observadas duas estruturas distintas para uma mesma condição de ensaio. Na Figura 7.32a a energia absorvida ao impacto foi de 24J. A estrutura se apresenta com bastante indícios de deformação plástica, dando a conotação de um material mais dúctil e tenaz. Esse material, no entanto, embora se mostre com uma tenacidade mais elevada que os apresentados anteriormente, mostra ainda algum alinhamento da topografia da fratura, dando a entender que existe algum direcionamento microestrutural. Possivelmente, na ausência desse alinhamento a tenacidade do material tenderia a valores mais elevados.

Na Figura 7.32b, embora seja notado também a presença de regiões com deformação plástica na fratura, pela presença dos "dimples", ocorre a estrutura de quaseclivagem, as quais indicam a baixa tenacidade da fratura gerada. Assim ter-se-ia o alinhamento observado e lateralmente a esse direcionamento a estrutura com característica frágil pela forma da fratura (quase-clivagem).



Figura 7.32 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com alta energia em material tratado em forno tipo Box, com energia absorvida ao impacto de 24J (a) e 5J (b), ensaiadas à temperatura de 0 °C.

São mostradas nas Figuras 7.33 e 7.34 regiões de fratura de um aço tratado em forno Contínuo soldado em baixa energia. Observa-se nessa figura a incidência das fases alinhadas no caminho da fratura. Se for observado a ordem de grandeza, representado pelas escalas na base dessas figuras, constata-se que as fases alinhadas presentes atingem espessuras na ordem de grandeza ao fenômeno de "descolamento" observado na Figura 7.29, ressaltando a influência dessas fases na tenacidade ao impacto desse material. Em ambos os ensaios, o nível de energia absorvida durante o ensaio de impacto foi muito inferior aos valores esperados para um material da classe do material estudado.



Figura 7.33 – Material tratado em forno contínuo, soldado com alta energia, com energia absorvida de 10J à -10 °C.



Figura 7.34 – Material tratado em forno contínuo soldado em alta energia com energia absorvida ao impacto de 5J em 0 °C.

A Figura 7.35 apresenta o aspecto de fratura de um ensaio charpy cuja temperatura de ensaio foi de 0 °C com uma tenacidade ao impacto de 4J, para a região da ZAC de uma soldagem em alta energia (2,2 kJ/mm). As Figura 7.35a e 7.35b mostram a fratura na região próxima ao entalhe. São observadas nessa região diversos pontos distintos da matriz,

apresentada pela topografia da fratura. Na Figura 7.35c, região mais próxima do fim da fratura, essa fase é mais definida e sua presença aponta à formação de um ponto de clivagem, definida pelo aspecto dos "rios de clivagem" relatados nas literaturas correntes (BOSE FILHO et alii, 2007). A Figura 7.35d focaliza essa estrutura de quase-clivagem onde é notada que a fratura é basicamente plana, com muito pouco indícios de deformação plástica, dando prova de fragilidade.



Figura 7.35 – Aspecto da fratura da região da ZAC de uma soldagem realizada com alta energia em material tratado em forno contínuo, com tenacidade ao impacto de 4J à temperatura de 0 °C.

A Figura 7.36 apresenta a topografia da fratura da ZAC de uma soldagem com o material tratado em forno Contínuo utilizando baixa energia de soldagem. O ensaio foi realizado a -20 °C. A fratura se apresenta com as mesmas características da fratura apresentada na Figura 7.35, onde a presença de fases pontuais se mostram presentes.





Figura 7.36 – Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno contínuo, com tenacidade ao impacto de 4J ensaiado a -20 °C.

Baseado ainda nos resultados primários das Tabelas 7.2 a 7.5, realizou-se uma avaliação secundária, fazendo um levantamento da incidência da ferrita δ alinhada, atuante na região do entalhe. A avaliação se baseou no posicionamento de uma malha com a dimensão do raio do entalhe. Essa malha foi posicionada em diversas regiões das condições ensaiadas. Foram contados todos os campos onde se observou a presença de tal fase. A Figura 7.37 exemplifica o procedimento realizado.



Figura 7.37 – Exemplos das malhas na micrografia da ZAC-GF de um material tratado em forno tipo Box (a) e Contínuo (b), soldados com baixa energia com a malha utilizada para a verificação da incidência das fases alinhadas.

Após tal procedimento foi constatado que na região de granulação refinada para o material em estudo, a incidência dessa fase foi de aproximadamente 50%. Ou seja, existiu a probabilidade de pelo menos 50% de que o entalhe tenha sido posicionado em um ponto cujo entalhe tenha abordado alguma ferrita δ alinhada. Isso pode ser observado quando

verificamos os resultados mostrados nas Tabelas 7.1 a 7.4. Nesses resultados é verificado que aproximadamente 50% se encontram muito abaixo da energia absorvida esperada. Esse efeito é mais pronunciado a baixas temperaturas, onde o efeito de transição dúctil-frágil estaria atuando, potencializando o efeito da fragilidade.

7.5. Análise isolada dos resultados da tenacidade ao impacto.

Após a avaliação das microestruturas, das direções da fratura e das fases presentes, foi possível separar em duas situações os resultados do ensaio de charpy-V para a região da ZAC. Uma, onde foram observados alinhamentos de fases (ferrita δ), e outra sem esse alinhamento na região do entalhe. Essa observação foi possível através da avaliação de cada um dos corpos de prova fraturado, conforme mostrado na Figura 3.12.

Tem-se na Tabela 7.6 o resultado dos ensaios de tenacidade ao impacto, onde constatou-se a presença de ferrita delta no mesmo alinhamento da direção da fratura, adjacente a esta. Nessa tabela é notado que os resultados apresentados mostram baixos níveis de energia absorvida ao impacto. Independente do material soldado (tratado em forno Box ou em forno Contínuo) esses resultados se mostraram bem abaixo dos valores esperados. Em uma primeira análise é apontado para a presença de ferrita δ alinhada como uma das principal causas dos baixos níveis de tenacidade ao impacto na região refinada da ZAC, paro o material em estudo.

Material	E. Soldagem	Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm ²)
BOX	Baixa	-20	8	20,0
BOX	Baixa	-10	8	20,0
BOX	Baixa	0	13	32,5
BOX	Alta	-20	9	22,5
BOX	Alta	-10	8	20,0
BOX	Alta	0	21	52,5
Contínuo	Baixa	-20	5	12,5
Contínuo	Baixa	-10	6	15,0
Contínuo	Baixa	0	5	12,5
Contínuo	Alta	-20	4	10,0
Contínuo	Alta	-10	11	27,5
Contínuo	Alta	0	5	12,5

Tabela 7.6 – Valores médios da tenacidade ao impacto observando a presença de fases alinhadas na ZAC.

As figuras apresentadas anteriormente (Figuras 7.26, 7.33 e 7.34) exemplificam esse tipo de formação e sua posição em relação à fratura. No caso dos ensaios onde não se
constatou a presença da fase alinhada e adjacente à fratura, as Figuras 7.38 e 7.39 demonstram essa região. A grande maioria desses corpos de prova foi acompanhada de deformação plástica na região fraturada. Observando os valores da energia absorvida ao impacto para essas amostras, nota-se os altos valores atingidos. Independente do tipo de tratamento térmico a que o material de base foi submetido, os valores de tenacidade ao impacto obtidos se igualam aos atingidos pelo material de base (Tabela 7.7).



Figura 7.38– Material tratado em forno tipo Box soldado em baixa energia, com energia absorvida ao impacto de 69J (172,5 J/cm²) em 0°C (interface da fratura).



Figura 7.39 – Material tratado em forno Contínuo soldado em baixa energia, com energia absorvida ao impacto de 55J (137,5 J/cm²) em 0 °C (interface da fratura).

Diferente do que se esperava, o material tratado em forno Contínuo sem presença das fases alinhadas se mostrou com boas características de tenacidade ao impacto. Em função das distinções microestruturais entre os materiais de base apresentados, principalmente o tamanho de grão, esperava-se que o material tratado em forno tipo Box mostrasse valores de tenacidade ao impacto, quando livres de fases alinhadas, muito superior ao material trado em forno contínuo. No entanto, o que se observa é que sem a presença de elementos fragilizantes (fases alinhadas) não se tem grande diferença entre os dois materiais.

Material	E. Soldagem	Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm ²)
BOX	Baixa	-20	52	130,0
BOX	Baixa	-10 77		192,5
BOX	Baixa	a 0 61		152,5
BOX	Alta	Alta -20 44		110,0
BOX	Alta	-10	36	90,0
BOX	Alta	0	74	185,0
Contínuo	Baixa	-20	30	75,0
Contínuo	Baixa	-10	*	*
Contínuo	Baixa	0	70	175,0
Contínuo	Alta	-20	45	112,5
Contínuo	Alta	-10	*	*
Contínuo	Alta	0	71	177,5

Tabela 7.7 – Valores médios da tenacidade ao impacto sem a presença de ferrita δ na ZAC.

* Não foram observados valores para essas condições.

Os resultados mostrados só vêm a reforçar a influência da ferrita δ na tenacidade ao impacto. Pelos valores de energia absorvida durante o impacto observados é notada a superioridade dos valores obtidos quando não se constata a presença da ferrita δ alinhada.

É observado que na Tabela 7.7 existe a ausência de dois valores. A geração dessas tabelas (Tabela 7.6 e 7.7) foi a partir dos resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto, realizados na região da ZAC (Tabelas 7.2 a 7.5). Em algumas situações não foi constatada a variação dos resultados de energia absorvida ao impacto, mantendo-se um mesmo nível, como é constatado para a situação de -10 °C nas Tabelas 7.4 e 7.5.

Na Figura 7.40 é observada a topografia da fratura para um ensaio realizado na região da ZAC de um material tratado em forno Contínuo, soldado com baixa energia e ensaiado à temperatura de 0°C. Nesse ensaio, a energia absorvida ao impacto foi de 55J, energia esta próxima as experimentadas pelo metal de base na mesma temperatura de ensaio. Não foi observado nesse material um alinhamento preferencial, tão pouco a presença de qualquer outra fase adjacente à fratura. A fratura se apresenta com indícios de

deformação, embora observe-se na Figura 7.40d indícios de planos de clivagem. No entanto tais clivagens, em toda a superfície fraturada dessa amostra é seguida de alguma deformação plástica.



Figura 7.40– Aspecto da fratura na região da ZAC de uma soldagem realizada com baixa energia de soldagem em um aço tratado em forno Contínuo, com tenacidade ao impacto de 55J ensaiado a 0 °C.

Com base nos resultados mostrados na Tabela 7.7, bem como na análise do direcionamento das fases, foi possível estabelecer um procedimento de análise utilizando ANOVA. Notar-se-á nesta análise que existem basicamente dois níveis de variação, justamente devido às lacunas observadas na Tabela 7.7. As Tabelas 7.8 a 7.10 mostram os resultados para essa análise. Através dessas tabelas é possível verificar que apenas a temperatura está de fato tendo uma ação direta sobre a tenacidade ao impacto. Isso já era de se esperar, uma vez que os aços de característica ferrítica tendem a minimizarem suas características de tenacidade ao impacto quando se diminui a temperatura, notado pelas curvas de transição dúctil-frágil das maiorias desses aços.

A Figura 7.41 mostra graficamente um dos resultados das tabelas apresentadas, no qual, estatisticamente, os dois tratamentos térmicos geram materiais similares em relação a tenacidade ao impacto na região da ZAC sem a presença de fases alinhadas. Nas Figuras 7.42 e 7.43 é confirmado esse resultado e frisado nas Tabelas 7.9 e 7.10, onde se observa a influência da temperatura de ensaio. Nessas duas figuras, constata-se que quanto maior a temperatura de ensaio, maior a tenacidade ao impacto.

Tabela 7.8 – Resultado da ANOVA para a tenacidade ao impacto dos ensaios para a interação entre o tipo de tratamento térmico sofrido pelo material e a energia de soldagem.

	р
Tipo de tratamento (1)	0,5049
Energia de soldagem (2)	0,4099
(1) x (2)	0,5606

Tabela 7.9 – Resultado da ANOVA para a tenacidade ao impacto dos ensaios com a interação entre o tipo de tratamento térmico sofrido pelo material e a temperatura de ensaio.

	р
Tipo de tratamento (1)	0,4313
Temperatura de ensaio (2)	0,0006
(1) x (2)	0,0269

Tabela 7.10 – Resultado da ANOVA para a tenacidade ao impacto dos ensaios para a interação entre a energia de soldagem e a temperatura de ensaio.

	р
Energia de soldagem (1)	0,7983
Temperatura de ensaio (2)	0,0193
(1) x (2)	0,6607

Na Tabela 7.9 é observado outro efeito, o da interação entre a temperatura e o tipo de tratamento térmico sofrido pelo material. Nesse caso a Figura 7.43 retrata bem esse efeito. Nota-se que o efeito da temperatura ressaltado anteriormente, é mais acentuado no tratamento realizado em forno contínuo. Nesse caso, como as estruturas se apresentam mais grosseiras, as alterações sofridas com a temperatura são mais acentuadas, influenciando com mais ênfase a tenacidade ao impacto para essa classe de material.

Observando ainda essas figuras (Figuras 7.41, 7.42 e 7.43), será notado que os desvios gerados pelo universo amostral para o bloco de tratamento em forno Contínuo se apresenta superior ao tratado em forno tipo Box. Isso novamente é conotado ao tipo de microestrutura primaria (metal base) para o tratamento em forno Contínuo. Outro ponto de grande desvio é o nível de energia de soldagem. Embora não se note diferenças entre esses

dois universos amostrais, os desvios para o material soldado com maior energia apresentamse maiores que os soldados com baixa energia.



Figura 7.41 – Influência do tipo de tratamento sobre a tenacidade ao impacto.



Figura 7.42 – Influência da interação da energia de soldagem e da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto do material em estudo.



Figura 7.43 – Influência da interação do tipo de tratamento térmico e da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto do material em estudo.

Quando a comparação é realizada com o metal de base, a diferença não se mostra aparente, notando que, de uma forma geral, a região da ZAC quando não apresenta a ferrita ô alinhada, mostra qualidade à tenacidade estatisticamente igual ao metal de base. A Figura 7.44 mostra esse resultado. No entanto quando é realizada uma avaliação da interação entre o tipo de tratamento térmico e a região de avaliação (MB e ZAC), ocorre uma inversão nos resultados de tenacidade ao impacto (Figura 7.45). Nessa figura a tendência apresentada aponta para uma melhor tenacidade ao impacto na região da ZAC para o material tratado em forno Contínuo. Tal efeito pode ser resultado do que apresenta Lippold e Kotecki (2005), onde afirmam que a martensita atua beneficamente em algumas situações, como o aumento da tenacidade, possibilitando aqui, a melhora parcial das características de tenacidade para a região analisada.

Na Figura 7.46 tem-se uma avaliação da ZAC apenas do material tratado em forno tipo Box. Nesta figura se avalia o efeito isolado da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material sem a presença de fases alinhadas na direção da fratura. É notado que existe uma tendência de baixar a energia absorvida, no entanto os valores apresentados para esse material são bem elevados.



Figura 7.44 – Influência do estado do material sobre a tenacidade ao impacto para o material em estudo.



Figura 7.45 – Interação entre o estado do material ensaiado e o tipo de tratamento a que foi submetido o material sobre a tenacidade ao impacto.

Levando em consideração a relação apresentada na Equação 5.1 (VARNAUSKAS et alii, 2004), observar-se-á que a energia média absorvida ao impacto para esse material estaria na ordem de 130 J/cm² em temperaturas na ordem de -20°C. Em comparação aos aços comerciais este material apresenta uma tenacidade ao impacto superior na região da ZAC.



Figura 7.46 – Influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno BOX sem a presença de fases alinhadas.

7.6. Discussão acerca das fases presentes

De um modo geral foi verificado que a presença das fases, principalmente a ferrita δ alinhada na adjacência das fraturas, foi preponderante para a variabilidade dos resultados apresentados nas Tabelas 7.2 a 7.5. A Figura 7.47 mostra a avaliação geral acerca da presença dessas fases. Nota-se a influência marcante da presença dessas fases sobre a tenacidade ao impacto na região da ZAC gerado pelos ciclos térmicos de soldagem. Em comparação aos resultados apresentados anteriormente à separação das amostras que apresentaram essas fases alinhadas, constata-se que o nível de energia absorvida pelo material apresentado aqui na Figura 7.47 atinge nível superior ao apresentado pelo material como recebido (metal de base), tratado em forno contínuo.

No caso da tenacidade similar ou superior aos observados para o material de base, a martensita oriunda da transformação da austenita gerada no ciclo de aquecimento da região da ZAC (Figura 2.9), juntamente com a ferrita, podem ter sido as responsáveis. Segundo os trabalhos de Wright e Wood (1977), as estruturas mistas (ferrita e martensita) baseadas nos sistemas Fe-Cr-Ni e Fe-Cr-Mn, apresentam, respectivamente, uma tenacidade ao impacto superior às ligas ferríticas e martensíticas puras. Possivelmente esse mesmo efeito seja passível de acontecer nos sistemas Fe-Cr, como nas ligas aqui apresentadas. Assim as estruturas da ZAC para essa grade podem ser passíveis de altos níveis de tenacidade ao impacto, como foram observados no material sem a presença das fases alinhadas (Figura

7.47), superiores aos valores atingidos na zona fundida gerada a partir do material austenítico (AWS ER309LSi), o qual apresentou valores na ordem de 60J (150 J/cm²).



Figura 7.47 – Influência da presença de fases alinhadas na região da ZAC sobre a tenacidade ao impacto

Além desse conjunto (ferrita + martensita), o material aqui estudado apresenta baixos níveis de intersticiais. Assim, como frisado anteriormente, a martensita gerada apresentaria baixos níveis de dureza. Logo, levando em consideração a eliminação do efeito da ferrita δ, com a estrutura dualizada (ferrita + martensita), era de se esperar um melhor resultado de tenacidade ao impacto. Os níveis de dureza para esse elemento encontra-se na ordem de 300 – 350 HV, bem inferiores aos valores apresentados por Skulsky (2006) para a martensita do aço de mesmo teor de cromo e níquel mas com teor de carbono superior (450 – 550 HV), ocorridas na região da ZAC. Segundo trabalhos realizados em aços carbonos convencionais (AGUIAR, 2001; AZEVEDO, 2002), o nível de dureza, 300 HV, ocorrido na ZAC, proporciona níveis elevados de tenacidade ao impacto para aços de baixa liga. Outro fator que justifica a influência benéfica da martensita é a bateria de ensaios à temperatura ambiente (Tabela 7.2) onde os dados apontam para valores superiores aos valores observados para o material de base (111 J para a ZAC e 101 J para o material de base, ambos à temperatura ambiente). Esse resultado reafirma o que citam os pesquisadores Lippold e Kotecki (2005).

Outro ponto a ser frisado é a influência da ferrita δ na região de concentração de tensão. Ela afeta sobremaneira a tenacidade ao impacto na região que a contém nesse formato. Quando a presença dessas fases não é observada, a tenacidade nessa região não é

afetada em âmbito geral, chegando a melhorar sua tenacidade quando se analisa os tipos de tratamentos sofridos por esse material, reafirmando o efeito benéfico da martensita presente.

Como mostrado na revisão bibliográfica, nos estudos de Schäfer (1998) e Ehrlich et alii (1994), atribui-se essa fragilização da região não apenas à ferrita- δ , mas ao conjunto ferrita- δ e precipitados, sejam eles carbonetos ou não.

Muitos desses precipitados seriam previstos através do histórico térmico da liga. O histórico térmico do material antes da soldagem permitiria a elucidação de alguns outros fatores que podem interferir nos resultados apresentados. Infelizmente não se detém tais históricos. Tomando como referência o que cita Cai et alii (1994) e Angeliu et alii (2003), é presumível que haja a ocorrência de fases precipitadas durante processamentos térmicos, provavelmente o tratamento térmico pós laminação atue dessa forma, levando em consideração as altas taxas de energias aplicadas a esses processos. Durante a soldagem pode acontecer desenvolvimento desses precipitados, conforme a literatura (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1995; REIS; PADILHA, 2007), na teoria de crescimento de partículas. Assim, sistemas pré-ativados pelo tratamento térmico pós-laminação poderiam, com a inserção de um novo bloco energético (energia de soldagem), ativarem-se, mesmo que em gradientes maiores, como é observado na união através de soldagem.

Essas partículas ou novas fases poderiam, nesse caso, atuar como pontos de concentração de tensão, contribuindo para a dispersão dos pontos referentes à tenacidade ao impacto, em particular a presença da ferrita δ, que com a variação de energia, poderia gerar a decomposição espinodal desta, produzindo em sua interface, elementos passíveis de fragilização. Pela composição química da liga em estudo é factível a existência de precipitados complexos (FURTADO et alii, 2007, CAI et alii, 1994, CARDOSO et alii, 2003) com a elevação da temperatura. O que justificaria a baixa tenacidade onde se observou a ferrita delta alinhada à direção da fratura, mesmo tal componente tendo características de alta ductilidade (baixa dureza).

Com relação a precipitação, sugere-se que a fragilidade aconteceu, a princípio, por duas fontes, a ferrita delta alinhada, possivelmente por decomposição espinodal, e precipitados pontuais na matriz. Medindo a dureza da ferrita em alguns corpos de prova, onde se verificou a fragilização, esta fase apresentou uma dureza média de $310 \pm 39 \text{ HV}_{0,1}$, um pouco abaixo da dureza da ZAC mostrada nas Figuras 7.5 e 7.6. Em outros corpos de prova onde, embora seja notado a presença tênue da ferrita- δ dispersa, não se notou grandes variações na energia absorvida ao impacto, esse valor ficou em 240 \pm 16 HV_{0,1}. Esperava-se que a dureza dessa fase fosse similar ao que apresenta o metal de base (ferrítico), em torno

de 160 HV. Essa dureza no entanto mostra que aconteceu alguma variação na ferrita. No primeiro momento foi mostrado a presença das fases alinhadas (ferrita δ), que como pôde ser visto nos resultados dos testes de charpy-V, influencia diretamente a tenacidade ao impacto do material que as contém. De um modo geral a ferrita delta apresenta uma alta ductilidade e consequentemente uma boa tenacidade. Aqui no entanto, sua presença apresentou o efeito inverso à sua característica básica. Muitos pesquisadores apontam tal tipo de efeito à presença de precipitados na interface da ferrita delta e a matriz.

CAPÍTULO VIII

8. CONCLUSÕES

Com relação a transferência metálica, foi possível chegar as seguintes conclusões:

- Ocorreu diferença entre os mapas de transferência metálica para os arames sólido e tubular, isto é, mudanças significativas na extensão dos campos representantes dos modos de transferência metálica;
- A técnica utilizada para o estudo da estabilidade dos modos de transferência metálica se mostrou adequada;
- Através da técnica de estudo da estabilidade dos modos de transferência metálica foi possível escolher pares de tensão e corrente que proporcionaram uma soldagem mais adequada para a etapa experimental consecutiva;

Em relação a caracterização dos metais de base, chegou-se às seguintes conclusões:

- A granulação observada no aço tratado em forno tipo Box se mostrou menor e mais homogênea que o aço tratado em forno Contínuo;
- A tenacidade ao impacto para o material tratado em forno tipo Box foi superior ao material tratado em forno Contínuo;
- O material tratado em forno tipo Box, não mostrou uma tendência visível de transição dúctil-frágil até a temperatura de -50 °C. Já o material tratado em forno Contínuo, a partir de -30 °C constatou-se indícios dessa transição;
- O material como recebido, tratado em forno Contínuo, embora em propriedades mecânicas inferiores aos apresentados pelo material trado em forno tipo Box, apresenta propriedades compatíveis com os materiais comerciais de mesma classe.

Pelas análises realizadas foi possível chegar às seguintes conclusões para a Zona Fundida:

- A composição do arame maciço (austenítico) se mostrou similar à composição fornecida pelo fabricante. Já para o arame tubular experimental, a composição se mostrou diferente da composição aludida pelo fabricante;
- A microestrutura da zona fundida gerada pela soldagem com o arame maciço se mostrou basicamente de austenita e ferrita delta (entre 7% e 10%) e para o arame tubular apresentou ferrita e martensita;
- A zona fundida do arame maciço apresentou maior tenacidade ao impacto com presença massima de "dimples" que o arame tubular (grande incidência de planos de clivagem) nas mesmas condições de ensaio;

Com relação a caracterização da ZAC é possível tirar as seguintes conclusões:

- O material em estudo, independente do tratamento térmico pós laminação, apresentou duas regiões na ZAC, uma de granulação refinada e outra de granulação grosseira com a presença de ferrita delta.
- Na região de granulação grosseira a ferrita delta apresentou um formato poligonal e na região de granulação refinada apresentou um formato mais alongado.
- A tenacidade medida apresentou uma grande dispersão, provavelmente influenciada pela presença tanto de precipitados como de ferrita delta alongada;
- O tipo de tratamento aplicado no material não apresentou influência marcante no nível de tenacidade da ZAC;

CAPITULO IX

9. TRABALHOS FUTUROS

Essa avaliação preliminar abriu diversas possibilidade de extensão do estudo em questão. Em virtude da extensão dos campos que abrangem o estabelecimento de um novo material a ser inserido no mercado, esse estudo ainda demandaria de diversos adendos para uma maior consolidação do conhecimento acerca desse material e dos processos que envolvem sua utilização mercadológica. Dessa forma, citam-se alguns tópicos importantes a serem estendidos:

- Estudo da transferência metálica para o arame tubular (metal cored);
- Estudo da precipitação de fases, tanto no metal de base quanto nas regiões da solda;
- Simulação da zona afetada pelo calor;
- Avaliação da tenacidade a fratura, tanto para o material de base quanto para as regiões da solda;
- Avaliação de uma maior gama de energia de soldagem;
- Estudo da corrosão atmosférica da região soldada para tal liga.

Alguns desses estudos, como poderá ser visualizado abaixo, já se encontram em desenvolvimento, demandando de poucas avaliações para resultados conclusivos, enriquecendo os encontrados nesse primeiro estudo.

9.1. Estudo da transferência metálica para o arame tubular com proteção gasosa

Estudar mais detalhadamente os efeitos do gás de proteção na transferência metálica, abordando os efeitos isolados do fluxo e do tipo de gás de proteção. Segundo este estudo prévio alguns fenômenos foram mais salientes quando se mudou o tipo de consumível (maciço para tubular).

O estudo apenas com o arame tubular, havendo para tanto, mudanças no fluxo. Tomando como base este arame, que foi de caráter experimental, aliado a outro arame **Trabalhos Futuros**

comercial, seria possível estabelecer alguma correlação, principalmente no que se refere aos fenômenos de volume da gota gerada, atividade deste na ponta do eletrodo e da repulsão.

9.2. Estudo da precipitação no metal de base e na ZAC.

Baseado no que foi observado na Figura 5.6, onde são observados diversos precipitados no metal de base, um estudo mais detalhado de tais precipitados se faz necessário. Segundo os diagramas gerados a partir do software comercial Thermocalc com o Database TCFE3 (Figura 9.1), licenciado para o Laboratório de Materiais da UFC, essa liga em estudo estaria sujeita a alguns tipos de precipitados, tais como M₂₃C₆ e sigma. Tais precipitados, como no trabalho dos pesquisadores Totemeier et alii (2006), poderiam interferir nas propriedades dos materiais que as contenham. Assim, faz-se necessário a identificação dessas fases presentes e a real influência destas nas características do material estudado.



Figura 9.1 – Simulação de um diagrama de fases para o aço em questão utilizando o software comercial Themocalc.

9.3. Simulação de soldagem

Foi estabelecido um estudo prévio com o material, tanto tratado em forno tipo Box como forno Contínuo, através de simulações utilizando o equipamento desenvolvido no Laprosolda - UFU por Scotti (1986), onde se buscou o desenvolvimento de estrutura similar à encontrada na ZAC desses materiais, a fim de ser estabelecido um procedimento mais

palpável de estudo, através da geração de uma maior extensão de análise. Abaixo segue uma descrição detalhada da técnica, resultados preliminares e consequentemente a proposta de trabalho futuro.

9.3.1. Simulador de ciclo térmico

Esta máquina provocará um ciclo térmico, de similaridade ao que ocorre na solda, em um corpo de prova de material determinado. É vantajosa a simulação em relação à soldagem real, pois na soldagem existe um grande gradiente térmico criando assim várias regiões no material afetado pelo calor, devido às várias temperaturas atingidas por este. Estas regiões são de dimensões muito pequenas dificultando trabalho de identificações e estudos como os de resistência mecânica. Logo na simulação é possível determinar qual a temperatura se deseja atingir, obtém-se um resultado mais uniforme. Com esta uniformidade é possível estudar uma região maior, facilitando os estudos deste material seja ele mecânico ou metalográfico.

O método proposto de um simulador térmico consiste no aquecimento de um corpo de prova de formato pré-definido através da passagem de uma corrente elétrica, que por efeito Joule aquecerá até a uma temperatura estabelecida por um sistema de controle. Em seguida, o corpo de prova é resfriado, simulando um ciclo térmico completo de uma determinada região da ZAC. Esse resfriamento pode ser feito pela circulação de água nas garras onde estão presas as extremidades do corpo de prova.

Como um maior volume de material fica submetido ao mesmo ciclo térmico, simulando uma determinada região da ZAC, é possível analisar a microestrutura e até fazer alguns ensaios como tenacidade, charpy, resistência ao desgaste, resistência a corrosão, medida de dureza, etc., que no método convencional de soldagem fica muitas vezes inviável.

O simulador desenvolvido por Scotti (1986) utiliza uma fonte de solda à ponto que atua como um gerador de calor. Os demais componentes da adaptação da máquina de solda ponto são relacionados abaixo:

- Blocos de refrigeração;
- Cabos de cobre isolados com terminais;
- Mangueiras de água de ½ ";
- Bornes adaptados para o simulador de soldagem;
- Corpos de prova;

- Mesa;
- Unidade eletrônica de controle.

A Figura 9.2 retrata o dispositivo de soldagem mencionado.



Figura 9.2 – Esquema de montagem do simulador térmico

A fonte de energia contém dois blocos presos por parafusos, chamados de bornes especiais do simulador que conduzirá a corrente elétrica para os blocos e consequentemente para o corpo de prova. O acionamento e desligamento da fonte de soldagem são controlados pela unidade eletrônica. Para o desligamento, o termopar ligado ao corpo de prova recebe informação de que o mesmo atingiu a temperatura pré-estabelecida. A unidade processa a informação e automaticamente desliga o transformador através de um contator. Para um novo ciclo térmico seria apenas reiniciar a unidade eletrônica. A unidade eletrônica permite que operador possa escolher a temperatura em que o corpo de prova atingirá no ciclo térmico. Este aparelho forma um circuito de controle de malha fechada, que ajuda na validação do processo.

O resfriamento do corpo de prova é feito pela passagem de um fluxo de água pelos blocos, sendo a sua vazão constante e temperatura ambiente. A velocidade de resfriamento é alterada a partir da geometria dos corpos de prova que podem ser mudados em sua espessura, comprimento, e/ou diâmetro. Com isto, rampas de resfriamento poderão ser mais

rápidas ou mais lentas, adquirindo variações micro-estruturais no corpo de prova, ou seja, variações de temperatura diferentes.

Como dito, cada tipo de corpo de prova tem a sua taxa de resfriamento específica, dependendo da geometria dos mesmos. A Figura 9.3 apresenta a configuração de alguns desses corpos de prova.



Figura 9.3 – Corpo de prova convencional para o ensaio de simulação de ZAC.

Os corpos de prova serão acoplados nos blocos por rosca, e terá uma parte exclusiva para a refrigeração que estará em contato direto com a água. O restante é a parte ativa do corpo de prova que será estudado.

O passo seguinte foi o desenvolvimento de um procedimento em que se possa estudar o material em chapas, possibilitando a avaliação de materiais com dimensões limitadas, possibilitando um avanço maior no que diz respeito à avaliação da ZAC.

9.3.2. Testes preliminares

Foi realizado uma bateria de testes preliminares a fim de avaliar tanto o sistema de controle, quanto o sistema de condicionamento e amplificação do sinal. Para tanto, primeiramente o sistema foi submetido a um aquecimento pré determinado em um forno até a temperatura de 1250 °C. O valor de temperatura foi obtido pela relação encontrada entre o sinal do amplificador e o sinal fornecido pelo fabricante do Termopar. Foi utilizado um

termopar do tipo S (90% platina e 10% ródio) cuja função de conversão pode ser obtida pelo fabricante. As Figuras 9.4 e 9.5, mostram os testes preliminares com esse dispositivo, utilizando os corpos de prova padrões, confeccionados em aço AISI A36.

Através dessa análise preliminar foi possível estabelecer uma condição próxima a observada na ZAC, possibilitando a aplicação, com devidas restrições ao estudo da região da ZAC, tanto grosseira, quanto refinada.



Figura 9.4 – Simulação de ZAC para o material A36 com corrente de1,67 kA para a) e 2,10 kA para b)



Figura 9.5 – Simulação de ZAC para o material A36 com corrente de 2,10 kA para a) e 2,22 kA para b).

Após essa primeira bateria de testes, procedeu-se com o estudo para o material experimental (aço inoxidável ferrítico).

A Figura 9.6 mostra o desenvolvimento da temperatura com o tempo para a região a ser observada no aço experimental, nas duas condições de tratamento térmico. Nessas figuras verifica-se que se atinge temperatura na ordem de 1300 °C.



Figura 9.6 – Evolução da temperatura em função do tempo em simulação de ZAC com corpo de prova confeccionado em material tratado em forno Box (a) e em forno Contínuo (b).

Observando os testes realizados com o aço A36, é notada a mudança na taxa de decaimento da temperatura na faixa de 700 °C. É possível que tal mudança nessa taxa seja função da mudança de fase do material em teste. Assim, pôde ser verificado que o sistema, embora de concepção simples, consegue registrar adequadamente a evolução da temperatura em determinado ponto do material a ser avaliado.

Na Figura 9.6 é observada o mesmo evento verificado nos testes preliminares com o aço A36, no entanto a faixa de temperatura onde ocorre o fenômeno estabelece-se em torno de 400 °C. É possível que tal modificação na taxa de decaimento da temperatura seja fator da transformação martensítica. Segundo Entemeyer et alii (2000) e Kaputkin (2006), a formação da martensita através da reação $\gamma \rightarrow$ martensita, envolve uma grande quantidade de calor latente. Este calor latente de transformação tem grande efeito sobre o campo de temperatura no material. Em função desse fato, é possível que o patamar gerado nos diagramas dessas figuras sejam resultado da formação martensítica. Observa-se grande volume de martensita na ZAC, tanto para material tratado em forno tipo Box quanto em forno Contínuo. Em função até do cromo equivalente e níquel equivalente para esse material, este se posicionaria, segundo o diagrama de Balmforth e Lippold (Figura 2.8), dentro de uma zona parcial de ferrita e martensita.

A Figura 9.7 retrata a microestrutura gerada no ponto máximo de temperatura medido (ponto de fixação do termopar). Nessa figura é possível notar a estrutura grosseira gerada. Comparando tais estruturas com as observada anteriormente, na região da ZAC dos experimentos anteriores, verificar-se-á a semelhança entre estas.



Figura 9.7 – Microestrutura de corpo de prova, tratado em forno tipo BOX, submetido a simulação de ZAC

Observa-se nessas Figuras, a mesma formação verificado no Capítulo VII. Ao que se observa na Figura 9.8, essa formação acontece na interface dos grãos. É observada nessas figuras a geração de uma malha dessa fase através da matriz. Ao que parece, ao atingir temperaturas superiores a 1000 °C (Figura 2.2) acontece a estabilização da ferrita δ , e esta se mantém em sua forma metaestável à temperatura ambiente, em função das elevadas taxas de resfriamento.

O aprimoramento desse estudo permitirá um entendimento mais aprofundado dos fenômenos que acontecem no estudo sólido para esse material, proporcionando um conhecimento mais especifico da influência da soldagem nas características do material. Esse estudo se embasaria na otimização das seções dos corpos de prova, a fim de simular o fluxo de calor o mais próximo possível do que acontece na soldagem. No trabalho de Araujo (2008), tem-se a uma otimização já realizada para aços convencionais, conforme é mostrado na Figura 9.9.



Figura 9.8 – Microestrutura de corpo de prova, tratado em forno tipo Box (a) e Continuo (b), ambos submetidos a simulação de ZAC



Figura 9.9 - Ciclos térmicos para os diferentes valores de diâmetros centrais (ARAUJO, 2008)

Esse estudo pode ser expandido para o material aqui em questão (aço inoxidável ferritico), podendo atuar em conjunto com o estudo sugerido anteriormente (precipitação de fases). Pode-se ainda verificar a variabilidade da forma, uma vez que grande parte do material aqui em estudo é fornecido em chapas e barras chatas.

9.4. Estudo da tenacidade da ZAC

Embora se observe valores de apreciável tenacidade ao impacto para o material estudado, deve-se levar em consideração os fatores de estado de tensão, como mostra a Figura 9.10. Segundo Hertzberg (1989) o estado plano de tensão estaria condicionado a fatores geométricos. O mesmo cita que para esse estado acontecer na situação de entalhe, a condição de espessura, mostrada na equação 9.1 deverá ser satisfeita.

$$t \ge 2.5 \cdot \left(\frac{K_{lc}}{\sigma_{y}}\right)^{2}$$
(9.1)

 $\begin{array}{l} t-espessura \ do \ corpo \ de \ prova \\ K_{IC}-Indice \\ \sigma_y-Limite \ de \ escoamento. \end{array}$



Figura 9.10 – Representação do estado plano de tensão e do estado plano de deformação (HAHN e ROSENFIELD, 1965).

Em uma avaliação primária para o material em estudo, acredita-se, com base na literatura e a equação citada, que a geometria mínima para ao estudo da tenacidade deveria contemplar um espessura do corpo de prova de pelo menos 80 mm. No entanto, observando a geometria apresentada, pelos corpos de prova estudados, verificou-se uma secção de 10 mm x 5 mm, ficando muito aquém do que realmente necessitaria pra que se conseguisse valores quantitativos da tenacidade par esse material. Os resultados apresentados nesse estudo restringem-se a uma avaliação qualitativa, gerando apenas uma avaliação comparativa.

No entanto, o estudo poder ser ladeado, levando em consideração a norma ASTM "E 399 – 90: Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials". O procedimento descrito nessa norma envolve a determinação da tenacidade a fratura no estado plano de deformação (K_{Ic}) para os materiais metálicos, utilizando para tanto um corpo de prova submetido a uma pré-trinca fraturada por meio de fadiga. Esse procedimento permite o desenvolvimento da técnica para amostras com espessuras de até 1,6 mm.

Esta metodolgia ainda permite o desenvolvimento da curva R_{sx}, baseada nas configurações do corpo de prova. Tal curva se baseia na taxa de carregamento, função da maior carga que o corpo de prova pode suportar nas condições iniciais, em uma situação de carregamento em três pontos. A Figura 9.11 mostra as características do corpo de prova utilizado para tais procedimentos.

Através da confecção de tais corpos de prova é possível proceder com o estudo tanto da tenacidade a fratura (KIc) quanto a curva R para o material em questão. Esse estudo

poderá ser realizado tanto para o material como recebido quanto para as diversas regiões da solda.



Figura 9.11 – Tolerância par o corpo de prova (ASTM, 1991)

Levando em consideração o material o estudo da simulação da ZAC, este estudo poderá vir a complementar tal estudo, permitindo maior detalhe dessa simulação, asseverando os resultados obtidos.

9.5. Variação na energia de soldagem

A variação dos níveis de energia de soldagem se faz necessário, uma vez que nesse estudo inicial, apenas dois níveis de energia impostas foram abordados. A variação de energia, baseado nesse trabalho aqui exposto, poderá, juntamente com a gama de estudos sugeridos anteriormente, galgar maiores detalhes dos efeitos da soldagem, podendo dessa forma abranger outros processos de menor e maior energia imposta.

9.6. Estudo de corrosão para o aço inoxidável ferrítico experimental

A literatura afirma que esse tipo de aço inoxidável (ferritico-martensítico) apresenta uma boa característica de resistência à corrosão ambiente, sendo um potencial substituto dos aços de grade austenítica, em muitas aplicações (CHONG; LIU; SKELDON, 2005). Esse aços, no entanto, sofrem corrosão por "pitting" em ambientes onde a concentração do íon CI é elevada, usualmente associada a presença de inclusões não metálicas nesse aço (KNUTSEN e MILLS, 1998). Assim, associado ao estudo das precipitações e inclusões, um estudo que possibilitasse avaliação da performance desse aço, em ambas as condições de tratamento térmico, além das condições de soldagem, se faz necessário.

Trabalhos Futuros

CAPÍTULO XI

10. BIBLIOGRAFIA

ADAM, F.; SIEWERT, T. A.: Sensing of GMAW Droplet Transfer Modes Using an ER 100S-1 Electrode. **Welding journal**, n. 3, pp. 103, 1990.

AGUIAR, W. M.: **Soldagem do aço ABNT 4140 sem tratamento térmico posterior**. Dissertação. Universidade Federal do Ceará, Fundação Cearense de Apoio ao Desenvolvimento Científico e Tecnológico, 2001.

AHMED, N.: **New developments in advanced welding**. The Institute of Materials, Minerals & Mining, Cambridge England, 2005.

ANGELIU, T.; HALL, E. L.; LARSEN, M.; LINSEBIGLER A.; MUKIRA, C.: The long-term aging embrittlement of Fe-12Cr steels below 773 K. **Metallurgical and Materials Transactions**, Springer Boston, v. 34, n. 4, 2003

ANSI/AWS: Specification for carbon steel electrodes for flux cored arc welding. An American National Standard, A5.20-79.

_____: "Specification for low alloy steel electrodes for flux cored arc welding". An American National Standard, A5.29-80.

ANTHAMATTEN, B.: Stickstofflegierte 9 – 12% Chromstähle fur Hochtemperaturanwendungen, ETH Zurich, Ph.D. Thesis No. 9047, Zurich, Switzerland, 1990.

ARAUJO, D. B.: Metodologia para uso de simulação física no estudo da ZAC e na obtenção de diagramas CCT para soldagem, UFU, Dissertação, Uberlândia, 2008.

ASKZN: **Corrosion Resisting Steel - Grade 3CR12**, disponível em <u>http://www.askzn.co.za/tech/tech_grade_3cr12.htm</u>: accessado em 14/12/2006.

ASM: <u>www.asminternational.org</u>, ASM International, American Society for Metals, 2002.

_____: METALS HANDBOOK - Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, 10ed. Ohio, **American Society for Metals**, v.6, 1993.

: METALS HANDBOOK - Weldability of Steel. 10ed. Ohio, American Society for Metals, v.6, 1992.

<u>EXAMPLE 1</u>: METALS HANDBOOK. Metallography and Microstructures, **American Society for Metals**, v. 9, 2004.

_____: Specialty Handbook. Stainless Steels. 1st ed. Materials Park, 1994.

ASTM: E 112 - **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. ASTM International, PA, United States, 1996.

_____: E 399 - Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. ASTM International, PA, United States, 1991

AUGER, F; DANOIX, F.; MENAND, A.; BONNET, S.; BOURGOIN, J.; GUTTMANN, M.: Atom probe and transmission electron microscopy study of aging of cast duplex stainless steels, Materials Science and Technology, v. 6, pp. 301-313, 1990.

AWS: Welding Handbook, Vol. 4, Eight edition, Miami, 1998.

AZEVEDO, A. G. L.: Aplicação da técnica da dupla camada na soldagem do aço ABNT **1045**, Universidade Federal do Ceará, 2002.

AZOM: Stainless Steel - Grade 3CR12, disponível em <u>http://www.azom.com</u>:, accessado em 12/05/2004.

BALMFORTH, M. C.; LIPPOLD, J. C. A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram. **Welding Journal**, 79, 12, 2000.

BARBOSA, R. P., OLIVEIRA, T. R., Soldagem dos Aços Inoxidáveis, ACESITA, 1996.

BAUNÉ, E.; BONNET, C.; LIU, S.: Assessing metal transfer stability and spatter severity in flux cored arc welding, **Science and Technology of Welding and Joining**, v.6, n. 3, 2001.

BERBENNI, S.; FAVIER, V.; BERVEILLER, M.; Impact of the grain size distribution on the yield stress of heterogeneous materials. **International Journal of Plasticity**, 23, 2007, pp.114–142.

BILYK, G. B.; KUPLEVATSKII, L. M.: Increasing the stability of self shielding flux cored wires. **Welding Journal**, v.2, pp. 25-27, 1988.

BONISZEWSKY, T. **Self-shielded arc welding**. Woodhead Publishing Ltd. In Association with the Welding Institute, Cambridge England, 1992.

BREDENKAMP, P. J.; VAN DEN BERG, G. J. The strength of stainless steel built-up lsection in columns. Elsevier Science Limited, **Journal Constructions of Steel Research** 34, 1995.

BROWN, J. E.; SMITH, G. D. W.: Atom probe studies of spinodal processes in duplex stainless steels and single- and dual-phase Fe-Cr-Ni alloys. Surface Science, v. 246, pp. 285-291, 1991.

CAI, GUANG-JUN; LUNDIN, L.; ANDRÉN, HANS-OLOF; SVENSSON, L.: Atom-probe investigation in 12% Cr steel weld metals. **Applied Sufarce Science**, 76/77, pp. 248-254, 1994.

CAMPBELL, R.D.: Ferritic stainless steel welding metallurgy. **Engineering Materials**, v. 69 & 70, p. 167-216, 1992.

CARDOSO, P. H. S.; KWIETNIEWSKI, C.; PORTO, B, J. P.; REGULY, A. and STROHAECKERA, T. R.: The influence of delta ferrite in the AISI 416 stainless steel hot workability. **Materials Science and Engineering A**, v. 351, Issues 1-2, 25, 2003.

CARROUGE, D.: **Transformations in Supermartensitic Stainless Steels.** PhD. Thesis at the University of Cambridge, Oct. 2002

CARROUGE, D.; BHADESHIA, H. K. D. H.; WOOLLIN, P. W.: Effect of d-ferrite on impact properties of supermartensitics stainless steek heat affected zones. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 9, n°. 5, 2004.

CHANDRA, D. and SCHWARTZ, L. H.: Mossbauer effect study of the 475C decomposition of Fe–Cr. **Met Trans. 2**, pp. 511–519, 1971.

CHONG, P. H.; LIU, Z.; SKELDON, P.; Crouse, P.: Characterisation and corrosion performance of laser-melted 3CR12 steel. **Applied Surface Science**, 247, pp. 362–368, 2005.

COSTA NETO, P. L. O.: Estatística. Livro, ed. Edgard Blucher Ltda, São Paulo, 1977.

COTTRELL, A. H.: Introdução à metalurgia. 3. ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1993.

DANOIX, F. and AUGER, P.: Atom Probe Studies of the Fe–Cr System and Stainless Steels Aged at Intermediate Temperature: A Review. **Materials Characterization**, 44, 2000 pp. 177–201

DIETER, G. E.: Metalurgia mecânica. 2ª Ed. Guanabara, Rio de Janeiro, 1981.

EASTERLING, K. E. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. 2ed. London: Butterworths Monograps in Materials, 1992.

EHRLICH, K.; KELZENBERG, S.; RÖHRIG, H. D.; SCHÄFER, L.; SCHIRRA, M.: The development of ferritic-martensitic steels with reduced long-term activation. **Journal of Nuclear Materials**, pp. 678–683, 1994.

FARIAS, J. P.: Magnésio metálico como componente do revestimento na soldagem com eletrodos ao C-Mn-Ni. Tese de Doutorado, UFSC, Dez. 1993.

_____: Desempenho da fonte de energia na soldagem ao arco elétrico com eletrodos revestidos, Tese de Professor Titular, Universidade Federal do Ceará, 1998.

FENN, R.: The Welding Metallurgy of Stainless Steels, **Welding and Metal Fabrication**, v. 55, 10, 1987.

FOLDYNA, V.; KUBON, Z.; FILIP, M.; MAYER, K.-H.; BERGER, C.: Evaluation of structural stability and creep resistance of 9-12% Cr steels, **Steel Research**. 67, pp. 375–381, 1996.

FOLKHARD, E.: Welding Metallurgy of Stainless Steels. Springer-Verlag Wien, New York, 1985.

FIGUEIREDO, K. M.: Mapeamento dos modos de transferência metálica na soldagem de alumínio. Dissertação, Universidade Federal de Uberlândia, 2000.

FRANCIS, J. A; MAZUR, W.; BHADESHIA, H. K. D. H.: Welding procedures and type IV phenomena. **Anais.** Trends in Welding Research. Proceedings, 7th International Conference, Pine Mountain, GA, 16-20 May 2005.

GOSHI, P. K.; GUPTA, P. C.; POTLURI, N. B. and GUPTA, Y.: Influence of Pre and Post Weld Heating on Weldability of Modified 9Cr-1MoVNb Steel Plates under SMA and GTA Welding Processes. **ISIJ Int.**, v. 44. n. 7, pp. 1201-1210, 2004.

HAHN, G. T.; ROSENFIELD, A. R.: Local yielding and extension of a crack under plane stress. **Acta Metallurgica.** v. 13, Issue 3, Mar. 1965.

HEALD, P. R., MADIGAN, R. B., SIEWERT, T. A. and LIU, S., Mapping the Droplet Transfer Modes for an ER100S-1 GMAW Electrode, **Welding Journal**, Welding Research Supplement, AWS, 38s-44s, 1994.

HERTZBERG, R.W., **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**, 4^a Ed., Nova York, EUA, John Wiley & Sons, 1996.

HONEYCOMBE, R. W. K., BHADESHIA, H. K. D. H. Steels: microstructure and properties. 2. ed. New York : John Wiley & Sons, 1995.

HUNTER, G. B.; EAGAR, T. W.: Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, Volume 11, 1980.

ISSF.: **A Solução Ferrítica – Guia essencial para o aço inoxidável ferrítico**. International Stainless Steel Forum (ISSF), disponível em <u>http://www.nucleoinox.org.br</u>: acessado em 08/04/2008.

ASSDA.: **Mechanical properties of wrought stainless steel**, disponível em <u>http://www.assda.asn.au/mechprop.html</u>: accessado em 04/05/2005.

MATWEB.: **Mechanical properties of wrought ferritic stainless steel,** disponivel em <u>http://www.matweb.com</u>:, accessado em 07/08/2006.

SUGARTECH: Use of 3CR12 in the Sugar Industry, disponível em <u>http://www.sugartech.co.za</u>:, accessado em 08/09/2003

LANCASTER, J. F.: The Physics of Welding. 2nd edition, Pergamon Press, Oxford, 1986.

JONES, R. M. F. and JACKMAN, L. A.: The Structural Evolution of Superalloy Ingots during Hot Working. **JOM**, 51 (1), pp. 27-31, 1999.

KAHN, D. H.: Weldability of Ferritic Stainless Steel, Welding Journal, v. 60, n. 8, 1981.

KAPUTKIN, D. E.: Reversible martensitic transformation, ageing and low-temperature tempering of iron–carbon martensite. **Materials Science and Engineering A** 438–440, 2006.

KAWAGUCHI, S.; SAKAMOTO, N.; TAKANO, G.; MATSUDA, F.; KIKUCHI, Y.; MRAZ, L.: Microstructural changes and fracture behavior of CF8M duplex stainless steels after long-term aging. **Nuclear Engineering and Design**, v. 174, n. 3, 5, pp. 273-285, 1997.

KIM, Y-S. and EAGAR, T.W.: Analysis of Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding, **Welding Journal**, v.72, n. 6, 269s-278s, 1993a.

KIM, Y-S.: **Metal transfer in gas metal arc welding.** Thesis of Doctor of Science in Materials Engineering. Massachusetts Institute of Technology, 1989.

KLOTZ, U. E.; SOLENTHALER, C.; UGGOWITZER, P. J.: Martensitic–austenitic 9–12% Cr steels—Alloy design, microstructural stability and mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, 476, pp. 186–194, 2008.

KOJIMA, T.; HAYASHI, K.; KAJITA, Y.: HAZ Softening and Creep Rupture Strength of High Cr Ferritic Steel Weldments. **ISIJ Int**., v. 35, n. 10, pp. 1284-1290. 1995.

KOMAI, N.; MASUYAMA, F.: Microstructural Degradation of the HAZ in 11Cr-0.4Mo-2W-V-Nb-Cu Steel (P122) during Creep. **ISIJ Int.** v. 42, n. 12, pp. 1364-1370. 2002.

KOTECKI, D. J.: Stainless Q & A. Welding Journal, v.84, n.10, pp.14 - 15, 2005.

KOU, S.: Welding Metallurgy. 2ed. New York: John Wiley & Sons, 2003.

KNUTSEN, R. D.; MILLS, D. J.: An investigation of the tribological behaviour of a high nitrogen Cr-Mn austenitic stainless steel, **Wear**, v. 215, pp. 83-90, 1998.

LANCASTER, J. F.: Metallurgy of Welding, Allen & Unwin, 3d ed. 1978.

LEAX, T. R.; BRENNER, S. S.; SPITZNAGEL, J. A.: Atom-probe examination of thermally aged CF8M cast stainless steel. **Metall. Trans A**, v. 23, pp. 2725-2736,1992.

LEE, Y. D.; KIM, H.; AHN, S. K.: Effects of microalloying elements on corrosion resistant and toughness of 26%Cr ferritic stainless steels. In Stainless steel'99. v. 3, AIM, Italy, **Anais**. 1999.

LEE, J. S.; KIM, I. S.; KASADA, R.; KIMURA, A.: Microstructural characteristics and embrittlement phenomena in neutron irradiated 309L stainless steel RPV clad. **Journal of Nuclear Materials**. v.326, pp. 38–46, 2004.

LIPPOLD, J. C. and KOTECKI, D. J.: Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. John Wiley and Sons, Hoboken, New Jersey, USA. 2005.

LIU, S.; SIEWERT, T. A; LAN, H. G.: Metal Transfer Mode in Gas Metal Arc Welding, International Conference on Trends in welding research, Gatlinburg, Tenn. **Anais**, 1989.

LONG, X.; CAI, G.; SVENSSON, L-E.: Investigation of fracture and determination of fracture toughness of modified 9Cr – 1Mo steel weld metals using AE technique, **Materials Science and Engineering A**, v.270, pp. 260 – 266, 1999

LUCAS, W. and MURCH, M. G.: Arc Reignition characteristics when welding with sine-wave and square-wave power supplies. **IIE Proc**. v. 134, N 6, pp. 384-354, 1987.

LULA, R. A.: Stainless steel. American Society for Metals, Ohio, USA, 1989.

MAIA, T. C. G.: **Processamento de Imagens de Transferência Metálica em Soldagem a Arco Voltaico,** Dissertação de Mestrado, Faculdade de Eng. Elétrica, Universidade Federal de Uberlândia. 2001.

MATEO, A.; LLANES, L.; ANGLADA, M.; REDJAÏMIA, A.; METAUER, G.: Characterization of the intermetallic G-phase in an AISI 329 duplex stainless steel. **Journal of Materials Science**, v.32, PP. 4533–4540, 1997.

MATHEW, M. D.; LIETZAN, L. M.; MURTY, K. L; SHAH, V. N.: Low temperature aging embrittlement of CF-8 stainless steel, **Materials Science & Engineering A, Structural materials: properties, microstructure and processing**, vol. 269, n 1-2, pp. 186-196, 1999.

MATSUDA F.; USHIO M.; TSUJI, T.; MIZUTA, T.: Arc Characteristics and Metal Transfer with Flux-Cored Electrode in CO_2 Shielding (Report I): Effect of Geometrical Shape in Wire Cross-section on Metal Transfer in Stainless Steel Wire. **Transactions of JWRI**, vol.8, n. 2 pp. 187-192, 1980.

McEWAN, J. J.; KINCER, M. U.; SCHEERS. P. V. T. and WHITE, R. T.: Intuition, case work and testing: a holistic approach to the corrosion of a 12% chromium steel in aqueous environments. **Corrosion Science**, v. 35, pp. 303-315, 1993.

MOHANDASA, T.; MADHUSUDHAN REDDYA, G.; NAVEEDB, M.: A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a ferritic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, 94, 1999.

MONTGOMERY, D. C.: **Design and analysis of experiments**. John Wiley and Sons, Inc. 6th edition, USA, 2005.

MOTA, C. A. M.: Níquel e manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotegidos. Tese de Doutorado, UFSC, Dezembro, 1998.

MUNZ, R.: Cored Electrode Products, **Consumable Research & Development**, The Lincoln Electric Company, June, 1998.

NORRISH, J.; RICHARDSON, I. F.: Metal Transfer Mechanisms. Welding & Metal Fabrication, p.17-22, Jan./Feb. 1988.

NORRISH. J.: Welding power source technology. Advance welding processes, IOP publishing Ltd., 1992.

OHASHI, N; ONO, Y.; KINOSHITA, N; YOSHIOKA, K.: Effects of metallurgical and mechanical factors on chapy impact toughness of extra low interstitial ferritic stainless steel. In: Symposium on ferritic stainless steel, San Francisco. Philadelphia, ASTM, **Anais.** 1980.

OÑORO, J.: Martensite microstructure of 9-12%Cr steels weld metals. **Journal of materials Processing Technology**, v.180, pp.137-142, 2006a.

_____: Weld metal microstructure analysis of 9–12% Cr steels. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v.83, pp. 540–545, 2006b.

PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M.: Handbook of Stainless Steels. McGraw-Hill, New York, USA. 1977.

PLUMTREE, A.; GULLBERG, R.: Influence of interstitial and some substitutional alloying elements. In: Symposium on ferritic stainless steels, San Francisco, Philadelphia, USA, **Anais.** 1980.

PROTIVA, K.; SAFEK, V.: Toughness of a ferritic corrosion resisting steel with a low carbon and nitrogen content. **Hutnicker listy**, v. 4, n^o. 3, 1989.

PUJAR, M. G.; DAYAL, R. K.; GILL, P. S.; MALHOTRA, S. N.: Microstructural evaluation of molybdenum containing stainless steel weld metals by a potentiostatic etching technique. **Journal of Materials Science**, v.33, pp. 2691-2700, 1998.

RAHMATALLA, H.; AL-HORR, Y.: Weldability of New Generation Stainless Steels. Twelfth International Conference on the Joining of Materials & Fourth International Conference on Education in Welding, Helsingør-Denmark, **JOM-Institute**, 2005.

RIOS, P. R.; PADILHA, A. F.: **Transformações de Fase**. Artliber Editora LTDA, São Paulo, SP. 2007.

ROBERGE, P. R.: Handbook of Corrosion Engineering. McGraw-Hill Companies, New York, NY, USA. 1999.

SANCHEZ-CABRERA, V.M.; RUBIO-GONZALEZ, C.; RUÝZ-VELA, J. I.; RAMÝREZ-BALTAZAR, C.: Effect of preheating temperature and filler metal type on the microstructure, fracture toughness and fatigue crack growth of stainless steel welded joints. **Materials Science and Engineering**, 452-453, 15 Apr. 2007.

SCOTTI, A. CLARK, D. E.; KENNEY, K.: Mapeamento da transferência metálica em MIG com aço inoxidável. XXIV CONSOLDA, Fortaleza, **Anais.** 1998.

SCOTTI, A.: Simulador Térmico de Soldagem, Universidade Federal de Uberlândia, 1986.

____: Mapping tranfer modes for stainless steel gas metal arc welding. Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 5, N° 4, 2000.

SEDRICKS, A. J. **Corrosion of Stainless Steel.** 2nd ed. New York, Wiley-Interscience Publications, 1996.

SHAH V. N.; MACDONALD, P. E.: Ageing and Life Extension of Major Light Water Reactor Components. Elsevier, Jun. 1993.

SHIAO, J.J.; TSAI, C.H.; KAI, J.J.; HUANG, J.H.: Aging embrittlement and lattice image analysis in a Fe–Cr–Ni duplex stainless steel aged at 400 °C, Journal of Nuclear Materials, vol. 217, issue 3, pp. 269-278, 1994.

SLUM, F.; COMINS, N.R.; WEISS, S.I.: The influence of microstructural parameters on the yield stress and fracture toughness of 3CR12 steel. **J. S. Afr. Inst. Min. Metall.** v. 92, n.7, 1992.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J.: **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering**. 6th Ed. Butterworth-Heinemann, Oxford, 1999.

SOARES, J. F.; FARIAS, A. A.; CESAR, C. C.: Introdução à estatística. Livro, Guanabara Koogan S. A. Rio de Janeiro, 1991.

SCHÄFER, L.: Infuence of delta ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel. **Journal of Nuclear Materials**. v. 258-263, pp. 1336 – 1339, 1998.

STENBACKA, N.; PERSSON, K.-A.: Shielding Gases for Gas Metal Arc Welding, **Welding Journal**, v. 68, n. 11, pp. 41-47, 1989

STRANGWOOD, M.; DRUCE, S. G.: Aging effects in welded cast CF3 stainless steel. **Mater. Sci. Tech**. v.6, pp.237, 1990.

THOMAS, R.; APPS, R. L.: Weld heat-affected zone properties of AISI 409 ferritic stainless steel, in Toughness of Ferritic Stainless Steel, ASTM STP 706, West Conshohocken, PA, USA, 1980.

TOTEMEIER, T.C.; SIMPSON, J. A.; TIAN, H.: Effect of weld intercooling temperature on the structure and impact strength of ferritic–martensitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 426, pp.323–331, 2006.

TROITSKII, V. A.; SHIGAEV, T. G.: Running stability criteria for the A. C. arc. **Avt. Svarka**, n. 11, pp. 21-23, 1982.

TURAZI, A.; OLIVEIRA, C. A. S.: Refino de grão de aços C-Mn e ARBL através de processamento termomecânico. **8º Congresso iberoamericano de engenharia mecânica.** Cusco, Peru, 2007

VAN ANGEL, A.: Ionized gases. Institute of Physics – AIP Press, New York, 1994.

VERHOEVEN, J. D.: Fundamentals of physical metallurgy. John Wiley and Sons, Inc. USA, 1975.

VILARINHO, L. O.: Desenvolvimento e Avaliação de um Algoritmo Alternativo para Soldagem MIG Sinérgica de Alumínio, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, MG, 2000.

VILARINHO, L. O.; SCOTTI, A. An Alternative Algorithm for Synergic Pulsed GMAW of Aluminium. **Australasian Welding Journal**, v. 45, p. 36-44, 2000.

VYROSTKOVÁ, A.; HOMOLOVA, V.; PECHA, J.; SVOBODA M.: Phase evolution in P92 and E911 weld metals during ageing, **Materials Science and Engineering A**, v.480, pp. 289–298, 2008.

WIDGERY, D.: **Tubular wire welding**. Woodhead Publishing Limited, Cambridge England 1994.

WRIGHT, R. N. and WOOD, J.R.: Fe-Cr-Mn microduplex ferritic-martensitic stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 8, n. 12, 1977.

WUA, W.; HWUA, L. Y.; LINA, D.Y.; LEEB, J. L.: The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds. **Scripta Mater**. V.42, pp.1071–1076, 2000.

APÊNDICE I 11. MEDIÇÃO DO ENTALHE DE CHARPY

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
1	1,980	2,009	0,020	-0,009	Continuo Tubular Energia 1
4	2,007	2,020	-0,007	-0,020	Continuo Tubular Energia 1
8	1,994	1,975	0,006	0,025	Continuo Tubular Energia 1
9	1,998	2,021	0,002	-0,021	Continuo Tubular Energia 1
10	2,009	2,019	-0,009	-0,019	Continuo Tubular Energia 1
11	2,010	1,982	-0,010	0,018	Continuo Tubular Energia 1
12	2,002	1,981	-0,002	0,019	Continuo Tubular Energia 1
13	2,017	2,011	-0,017	-0,011	Continuo Tubular Energia 1
15	2,021	2,004	-0,021	-0,004	Continuo Tubular Energia 1
16	2,029	2,001	-0,029	-0,001	Continuo Tubular Energia 1
17	1,996	1,982	0,004	0,018	Continuo Tubular Energia 1
18	1,995	2,009	0,005	-0,009	Continuo Tubular Energia 1
19	1,998	2,017	0,002	-0,017	Continuo Tubular Energia 1
20	2,002	1,984	-0,002	0,016	Continuo Tubular Energia 1
21	2,018	2,012	-0,018	-0,012	Continuo Tubular Energia 1
22	2,000	2,004	0,000	-0,004	Continuo Tubular Energia 1
23	1,978	2,023	0,022	-0,023	Continuo Tubular Energia 1
24	2,017	2,010	-0,017	-0,010	Continuo Tubular Energia 1
27	1,992	2,008	0,008	-0,008	Continuo Tubular Energia 1
28	2,011	1,976	-0,011	0,024	Continuo Tubular Energia 1
29	2,022	1,989	-0,022	0,011	Continuo Tubular Energia 1
30	1,997	2,017	0,003	-0,017	Continuo Tubular Energia 1
31	2,013	1,999	-0,013	0,001	Continuo Tubular Energia 1
32	2,009	2,002	-0,009	-0,002	Continuo Tubular Energia 1
33	1,994	2,012	0,006	-0,012	Continuo Tubular Energia 1
34	1,994	2,002	0,006	-0,002	Continuo Tubular Energia 1
35	2,009	1,996	-0,009	0,004	Continuo Tubular Energia 1
36	1,993	2,004	0,007	-0,004	Continuo Tubular Energia 1
37	1,994	1,999	0,006	0,001	Continuo Tubular Energia 1
38	1,991	1,998	0,009	0,002	Continuo Tubular Energia 1
42	1,995	1,995	0,005	0,005	Continuo Tubular Energia 1
45	1,976	2,023	0,024	-0,023	Continuo Tubular Energia 1
47	1,971	2,014	0,029	-0,014	Continuo Tubular Energia 1
48	2,000	1,971	0,000	0,029	Continuo Tubular Energia 1
50	1,976	1,982	0,024	0,018	Continuo Tubular Energia 1
51	2,000	1,976	0,000	0,024	Continuo Tubular Energia 1
52	1,981	2,000	0,019	0,000	Continuo Tubular Energia 1
53	1,995	2,009	0,005	-0,009	Continuo Tubular Energia 1
54	2,000	2,019	0,000	-0,019	Continuo Tubular Energia 1
55	1,995	1,976	0,005	0,024	Continuo Tubular Energia 1

Tabela 11.1 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno contínuo, soldado com arame tubular em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
81	1,980	1,979	0,020	0,021	Box Sólido Energia 2
82	2,009	2,022	-0,009	-0,022	Box Sólido Energia 2
84	1,981	1,991	0,019	0,009	Box Sólido Energia 2
85	2,005	1,985	-0,005	0,015	Box Sólido Energia 2
86	2,000	1,981	0,000	0,019	Box Sólido Energia 2
87	2,000	1,998	0,000	0,002	Box Sólido Energia 2
88	1,985	1,976	0,015	0,024	Box Sólido Energia 2
89	2,005	1,988	-0,005	0,012	Box Sólido Energia 2
90	2,000	1,967	0,000	0,033	Box Sólido Energia 2
91	1,999	2,000	0,001	0,000	Box Sólido Energia 2
92	1,976	2,000	0,024	0,000	Box Sólido Energia 2
93	2,000	2,008	0,000	-0,008	Box Sólido Energia 2
94	1,999	2,003	0,001	-0,003	Box Sólido Energia 2
96	1,975	1,981	0,025	0,019	Box Sólido Energia 2
97	1,998	1,988	0,002	0,012	Box Sólido Energia 2
98	1,998	2,021	0,002	-0,021	Box Sólido Energia 2
99	1,995	2,011	0,005	-0,011	Box Sólido Energia 2
100	1,999	1,990	0,001	0,010	Box Sólido Energia 2
101	1,980	1,984	0,020	0,016	Box Sólido Energia 2
103	1,994	1,995	0,006	0,005	Box Sólido Energia 2
104	2,018	2,003	-0,018	-0,003	Box Sólido Energia 2
105	1,990	2,004	0,010	-0,004	Box Sólido Energia 2
106	2,000	1,983	0,000	0,017	Box Sólido Energia 2
107	1,997	2,044	0,003	-0,044	Box Sólido Energia 2
108	2,009	2,002	-0,009	-0,002	Box Sólido Energia 2
109	1,975	1,999	0,025	0,001	Box Sólido Energia 2

Tabela 11.2 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame maciço em baixa energia.
Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
111	2,009	2,002	-0,009	-0,002	Box Metal de base
113	2,006	2,021	-0,006	-0,021	Box Metal de base
114	2,004	2,023	-0,004	-0,023	Box Metal de base
116	2,020	1,982	-0,020	0,018	Box Metal de base
117	2,024	2,008	-0,024	-0,008	Box Metal de base
118	2,011	2,003	-0,011	-0,003	Box Metal de base
119	2,023	2,005	-0,023	-0,005	Box Metal de base
120	2,008	2,014	-0,008	-0,014	Box Metal de base
121	2,024	1,987	-0,024	0,013	Box Metal de base
122	2,006	1,984	-0,006	0,016	Box Metal de base
123	2,004	2,022	-0,004	-0,022	Box Metal de base
124	2,004	1,985	-0,004	0,015	Box Metal de base
125	2,016	2,011	-0,016	-0,011	Box Metal de base
126	2,015	1,996	-0,015	0,004	Box Metal de base
127	2,006	2,014	-0,006	-0,014	Box Metal de base
128	1,999	2,014	0,001	-0,014	Box Metal de base
129	1,995	1,997	0,005	0,003	Box Metal de base
130	2,019	2,010	-0,019	-0,010	Box Metal de base
131	2,020	1,978	-0,020	0,022	Box Metal de base
132	2,023	1,991	-0,023	0,009	Box Metal de base
133	2,020	2,019	-0,020	-0,019	Box Metal de base
134	2,000	1,995	0,000	0,005	Box Metal de base
135	2,019	2,014	-0,019	-0,014	Box Metal de base
136	2,014	1,990	-0,014	0,010	Box Metal de base
137	1,995	2,004	0,005	-0,004	Box Metal de base
138	1,981	2,000	0,019	0,000	Box Metal de base

Tabela 11.3 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material de base, como recebido tratado em forno tipo Box.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
143	1,991	2,014	0,009	-0,014	Continuo Tubular Energia 2
144	1,981	2,009	0,019	-0,009	Continuo Tubular Energia 2
146	1,995	2,024	0,005	-0,024	Continuo Tubular Energia 2
147	2,005	1,981	-0,005	0,019	Continuo Tubular Energia 2
148	1,990	2,023	0,010	-0,023	Continuo Tubular Energia 2
149	2,026	1,975	-0,026	0,025	Continuo Tubular Energia 2
150	1,980	2,009	0,020	-0,009	Continuo Tubular Energia 2
151	2,000	2,014	0,000	-0,014	Continuo Tubular Energia 2
152	2,014	2,004	-0,014	-0,004	Continuo Tubular Energia 2
153	2,025	1,976	-0,025	0,024	Continuo Tubular Energia 2
154	2,009	1,977	-0,009	0,023	Continuo Tubular Energia 2
155	2,005	1,985	-0,005	0,015	Continuo Tubular Energia 2
156	2,009	2,000	-0,009	0,000	Continuo Tubular Energia 2
157	2,009	2,000	-0,009	0,000	Continuo Tubular Energia 2
158	1,985	2,000	0,015	0,000	Continuo Tubular Energia 2
159	1,995	1,995	0,005	0,005	Continuo Tubular Energia 2
160	2,000	2,020	0,000	-0,020	Continuo Tubular Energia 2
161	2,004	2,020	-0,004	-0,020	Continuo Tubular Energia 2
162	2,014	1,995	-0,014	0,005	Continuo Tubular Energia 2
163	2,000	2,023	0,000	-0,023	Continuo Tubular Energia 2
164	2,005	1,995	-0,005	0,005	Continuo Tubular Energia 2
165	1,976	1,995	0,024	0,005	Continuo Tubular Energia 2
167	2,005	2,000	-0,005	0,000	Continuo Tubular Energia 2
168	1,990	2,009	0,010	-0,009	Continuo Tubular Energia 2
169	1,981	1,981	0,019	0,019	Continuo Tubular Energia 2
170	1,980	1,990	0,020	0,010	Continuo Tubular Energia 2
171	1,981	2,004	0,019	-0,004	Continuo Tubular Energia 2
172	2,004	1,995	-0,004	0,005	Continuo Tubular Energia 2
173	2,008	1,999	-0,008	0,001	Continuo Tubular Energia 2
174	2,014	2,008	-0,014	-0,008	Continuo Tubular Energia 2
175	2,016	2,014	-0,016	-0,014	Continuo Tubular Energia 2
176	2,020	2,008	-0,020	-0,008	Continuo Tubular Energia 2
177	2,005	1,993	-0,005	0,007	Continuo Tubular Energia 2
178	2,003	1,996	-0,003	0,004	Continuo Tubular Energia 2
179	2,002	2,018	-0,002	-0,018	Continuo Tubular Energia 2
180	1,996	1,995	0,004	0,005	Continuo Tubular Energia 2
181	2,020	2,012	-0,020	-0,012	Continuo Tubular Energia 2
182	2,019	1,996	-0,019	0,004	Continuo Tubular Energia 2

Tabela 11.4 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame tubular em alta energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
183	2,017	1,992	-0,017	0,008	Contínuo Metal de Base
184	1,997	2,016	0,003	-0,016	Contínuo Metal de Base
185	2,004	2,010	-0,004	-0,010	Contínuo Metal de Base
186	1,993	2,001	0,007	-0,001	Contínuo Metal de Base
187	2,014	1,998	-0,014	0,002	Contínuo Metal de Base
188	2,015	1,998	-0,015	0,002	Contínuo Metal de Base
189	2,001	2,017	-0,001	-0,017	Contínuo Metal de Base
190	2,000	2,019	0,000	-0,019	Contínuo Metal de Base
191	2,012	1,997	-0,012	0,003	Contínuo Metal de Base
192	2,013	1,997	-0,013	0,003	Contínuo Metal de Base
193	2,010	2,010	-0,010	-0,010	Contínuo Metal de Base
194	2,016	1,998	-0,016	0,002	Contínuo Metal de Base
195	1,996	2,010	0,004	-0,010	Contínuo Metal de Base
196	2,007	2,000	-0,007	0,000	Contínuo Metal de Base
197	2,000	2,015	0,000	-0,015	Contínuo Metal de Base
198	2,005	1,997	-0,005	0,003	Contínuo Metal de Base
199	2,001	1,996	-0,001	0,004	Contínuo Metal de Base
200	1,995	2,015	0,005	-0,015	Contínuo Metal de Base
201	2,005	2,014	-0,005	-0,014	Contínuo Metal de Base
202	1,996	1,998	0,004	0,002	Contínuo Metal de Base
203	2,011	1,999	-0,011	0,001	Contínuo Metal de Base
204	1,998	2,001	0,002	-0,001	Contínuo Metal de Base
205	2,012	1,998	-0,012	0,002	Contínuo Metal de Base
206	1,996	2,009	0,004	-0,009	Contínuo Metal de Base
207	2,006	1,998	-0,006	0,002	Contínuo Metal de Base
208	2,021	1,991	-0,021	0,009	Contínuo Metal de Base
209	1,999	2,007	0,001	-0,007	Contínuo Metal de Base
210	2,008	1,999	-0,008	0,001	Contínuo Metal de Base
211	2,019	1,996	-0,019	0,004	Contínuo Metal de Base
212	2,012	1,999	-0,012	0,002	Contínuo Metal de Base

Tabela 11.5 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material de base, como recebido tratado em forno Contínuo.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
56	2,009	2,020	-0,009	-0,020	Box Sólido Energia 1
57	1,976	2,005	0,024	-0,005	Box Sólido Energia 1
58	1,990	2,025	0,010	-0,025	Box Sólido Energia 1
59	1,977	1,998	0,023	0,002	Box Sólido Energia 1
60	1,990	1,985	0,010	0,015	Box Sólido Energia 1
61	1,985	2,014	0,015	-0,014	Box Sólido Energia 1
62	2,014	1,990	-0,014	0,010	Box Sólido Energia 1
64	1,990	1,976	0,010	0,024	Box Sólido Energia 1
65	1,981	1,995	0,019	0,005	Box Sólido Energia 1
66	1,990	2,000	0,010	0,000	Box Sólido Energia 1
67	2,000	1,980	0,000	0,020	Box Sólido Energia 1
68	2,010	2,000	-0,010	0,000	Box Sólido Energia 1
69	1,976	1,985	0,024	0,015	Box Sólido Energia 1
70	1,986	2,025	0,014	-0,025	Box Sólido Energia 1
71	2,000	2,000	0,000	0,000	Box Sólido Energia 1
72	2,009	1,985	-0,009	0,015	Box Sólido Energia 1
73	1,980	2,009	0,020	-0,009	Box Sólido Energia 1
74	1,980	1,990	0,020	0,010	Box Sólido Energia 1
76	1,985	2,014	0,015	-0,014	Box Sólido Energia 1
77	1,995	1,990	0,005	0,010	Box Sólido Energia 1
78	1,978	1,982	0,022	0,018	Box Sólido Energia 1
79	2,014	1,989	-0,014	0,011	Box Sólido Energia 1

Tabela 11.6 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame maciço em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
214	1,992	2,002	0,008	-0,002	Contínuo Sólido Energia 2
215	2,017	1,998	-0,017	0,002	Contínuo Sólido Energia 2
216	1,996	2,002	0,004	-0,002	Contínuo Sólido Energia 2
217	1,998	2,013	0,002	-0,013	Contínuo Sólido Energia 2
218	2,006	2,000	-0,006	0,000	Contínuo Sólido Energia 2
219	2,015	2,006	-0,015	-0,006	Contínuo Sólido Energia 2
220	2,003	2,000	-0,003	0,000	Contínuo Sólido Energia 2
221	2,018	1,997	-0,018	0,003	Contínuo Sólido Energia 2
222	2,002	2,000	-0,002	0,000	Contínuo Sólido Energia 2
223	2,010	1,997	-0,010	0,003	Contínuo Sólido Energia 2
224	2,010	1,999	-0,010	0,002	Contínuo Sólido Energia 2
225	1,994	2,010	0,006	-0,010	Contínuo Sólido Energia 2
226	2,014	1,981	-0,014	0,019	Contínuo Sólido Energia 2
227	1,995	1,977	0,005	0,024	Contínuo Sólido Energia 2
228	1,986	1,986	0,014	0,014	Contínuo Sólido Energia 2
229	2,015	1,995	-0,015	0,005	Contínuo Sólido Energia 2
230	2,014	1,981	-0,014	0,019	Contínuo Sólido Energia 2
231	1,986	2,006	0,014	-0,006	Contínuo Sólido Energia 2
232	2,000	2,000	0,000	0,000	Contínuo Sólido Energia 2
233	1,976	2,020	0,024	-0,020	Contínuo Sólido Energia 2
234	2,024	1,986	-0,024	0,014	Contínuo Sólido Energia 2

Tabela 11.7 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame maciço em alta energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
235	2,000	2,010	0,000	-0,010	Contínuo Sólido Energia1
236	1,981	2,024	0,019	-0,024	Contínuo Sólido Energia1
237	1,995	2,006	0,005	-0,006	Contínuo Sólido Energia1
238	1,981	1,979	0,019	0,021	Contínuo Sólido Energia1
239	2,005	1,994	-0,005	0,006	Contínuo Sólido Energia1
240	2,024	1,986	-0,024	0,014	Contínuo Sólido Energia1
241	2,015	1,999	-0,015	0,001	Contínuo Sólido Energia1
242	2,002	1,995	-0,002	0,005	Contínuo Sólido Energia1
243	2,010	2,000	-0,010	0,000	Contínuo Sólido Energia1
244	2,015	1,976	-0,015	0,024	Contínuo Sólido Energia1
245	2,024	2,000	-0,024	0,000	Contínuo Sólido Energia1
246	2,014	2,010	-0,014	-0,010	Contínuo Sólido Energia1
247	2,010	2,015	-0,010	-0,015	Contínuo Sólido Energia1
248	1,987	2,005	0,013	-0,005	Contínuo Sólido Energia1
249	2,005	2,003	-0,005	-0,002	Contínuo Sólido Energia1
250	2,015	1,978	-0,015	0,022	Contínuo Sólido Energia1
251	1,997	2,015	0,003	-0,015	Contínuo Sólido Energia1
252	2,019	1,996	-0,019	0,004	Contínuo Sólido Energia1
253	2,015	1,986	-0,015	0,014	Contínuo Sólido Energia1
254	2,005	2,015	-0,005	-0,015	Contínuo Sólido Energia1
255	1,991	2,019	0,010	-0,019	Contínuo Sólido Energia1
256	2,000	2,024	0,000	-0,024	Contínuo Sólido Energia1
258	2,024	2,014	-0,024	-0,014	Contínuo Sólido Energia1
259	2,014	2,025	-0,014	-0,025	Contínuo Sólido Energia1
260	1,996	2,014	0,004	-0,014	Contínuo Sólido Energia1
261	1,986	2,019	0,014	-0,019	Contínuo Sólido Energia1
262	1,995	1,981	0,005	0,019	Contínuo Sólido Energia1
263	2,005	1,986	-0,005	0,014	Contínuo Sólido Energia1
264	2,015	2,024	-0,015	-0,024	Contínuo Sólido Energia1
265	2,020	2,010	-0,020	-0,010	Contínuo Sólido Energia1
266	2,019	1,995	-0,019	0,005	Contínuo Sólido Energia1
267	2,010	1,977	-0,010	0,023	Contínuo Sólido Energia1

Tabela 11.8 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno Contínuo, soldado com arame maciço em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
268	2,006	1,998	-0,006	0,002	Box Tubular Energia 2
269	2,015	2,010	-0,015	-0,010	Box Tubular Energia 2
270	2,012	1,998	-0,012	0,002	Box Tubular Energia 2
271	1,997	2,012	0,004	-0,012	Box Tubular Energia 2
272	2,004	1,999	-0,004	0,001	Box Tubular Energia 2
273	2,011	2,007	-0,011	-0,007	Box Tubular Energia 2
274	1,997	2,017	0,003	-0,017	Box Tubular Energia 2
275	2,020	1,993	-0,020	0,007	Box Tubular Energia 2
276	2,001	1,997	-0,001	0,003	Box Tubular Energia 2
277	2,002	1,998	-0,002	0,002	Box Tubular Energia 2
278	2,008	2,016	-0,008	-0,016	Box Tubular Energia 2
279	2,007	1,998	-0,007	0,002	Box Tubular Energia 2
280	2,020	1,997	-0,020	0,003	Box Tubular Energia 2
281	2,016	1,994	-0,016	0,006	Box Tubular Energia 2
282	1,993	2,010	0,007	-0,010	Box Tubular Energia 2
283	2,017	2,003	-0,017	-0,003	Box Tubular Energia 2
284	1,998	2,020	0,002	-0,020	Box Tubular Energia 2
285	2,001	2,020	-0,001	-0,020	Box Tubular Energia 2
286	1,990	2,017	0,010	-0,017	Box Tubular Energia 2
287	1,997	2,018	0,003	-0,018	Box Tubular Energia 2
288	2,017	1,995	-0,017	0,005	Box Tubular Energia 2
289	2,019	2,000	-0,019	0,000	Box Tubular Energia 2
290	1,992	2,019	0,008	-0,019	Box Tubular Energia 2
291	2,010	2,000	-0,010	0,000	Box Tubular Energia 2
292	1,998	2,017	0,002	-0,017	Box Tubular Energia 2
293	2,020	2,007	-0,020	-0,007	Box Tubular Energia 2
294	2,003	1,999	-0,003	0,001	Box Tubular Energia 2
295	2,021	2,019	-0,021	-0,019	Box Tubular Energia 2
296	2,014	1,990	-0,014	0,010	Box Tubular Energia 2
297	2,008	1,997	-0,008	0,003	Box Tubular Energia 2
298	2,007	1,997	-0,007	0,004	Box Tubular Energia 2
299	2,017	1,998	-0,017	0,002	Box Tubular Energia 2
300	2,015	2,003	-0,015	-0,003	Box Tubular Energia 2
301	1,995	2,005	0,005	-0,005	Box Tubular Energia 2
302	2,001	1,998	-0,001	0,002	Box Tubular Energia 2
303	1,996	2,011	0,004	-0,011	Box Tubular Energia 2

Tabela 11.9 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em alta energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material	
304	2,004	1,999	-0,004	0,001	Box Tubular Energia 2	
305	1,997	2,016	0,004	-0,016	Box Tubular Energia 2	
306	1,998	2,016	0,002	-0,016	Box Tubular Energia 2	
307	2,023	2,007	-0,023	-0,007	Box Tubular Energia 2	
308	2,016	2,004	-0,016	-0,004	Box Tubular Energia 2	
309	1,995	1,999	0,005	0,001	Box Tubular Energia 2	
310	2,018	1,997	-0,018	0,003	Box Tubular Energia 2	
311	2,018	2,000	-0,018	0,000	Box Tubular Energia 2	
312	2,017	1,998	-0,017	0,002	Box Tubular Energia 2	
313	2,009	1,998	-0,009	0,002	Box Tubular Energia 2	
314	1,994	2,011	0,006	-0,011	Box Tubular Energia 2	
315	2,006	2,017	-0,006	-0,017	Box Tubular Energia 2	
316	2,014	1,999	-0,014	0,001	Box Tubular Energia 2	
317	2,009	1,998	-0,009	0,002	Box Tubular Energia 2	
318	2,012	2,000	-0,012	0,000	Box Tubular Energia 2	
319	2,004	1,997	-0,004	0,003	Box Tubular Energia 2	
320	2,015	1,999	-0,015	0,001	Box Tubular Energia 2	
321	2,013	2,000	-0,013	0,000	Box Tubular Energia 2	

Tabela 11.10 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em alta energia (continuação).

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
322	2,017	1,998	-0,017	0,002	Box Tubular Energia 1
323	2,006	2,017	-0,006	-0,017	Box Tubular Energia 1
324	2,016	1,994	-0,016	0,006	Box Tubular Energia 1
325	2,014	1,999	-0,014	0,001	Box Tubular Energia 1
326	1,997	2,018	0,003	-0,018	Box Tubular Energia 1
327	2,017	1,995	-0,017	0,005	Box Tubular Energia 1
328	2,019	2,000	-0,019	0,000	Box Tubular Energia 1
329	1,992	2,019	0,008	-0,019	Box Tubular Energia 1
330	2,024	2,000	-0,024	0,000	Box Tubular Energia 1
331	2,014	2,010	-0,014	-0,010	Box Tubular Energia 1
332	2,010	2,015	-0,010	-0,015	Box Tubular Energia 1
333	1,987	2,005	0,013	-0,005	Box Tubular Energia 1
334	2,015	2,006	-0,015	-0,006	Box Tubular Energia 1
335	2,003	2,000	-0,003	0,000	Box Tubular Energia 1
336	2,018	1,997	-0,018	0,003	Box Tubular Energia 1
337	2,002	2,000	-0,002	0,000	Box Tubular Energia 1
338	2,010	1,997	-0,010	0,003	Box Tubular Energia 1
339	2,010	1,999	-0,010	0,002	Box Tubular Energia 1
340	1,994	2,010	0,006	-0,010	Box Tubular Energia 1
341	2,015	2,006	-0,015	-0,006	Box Tubular Energia 1
342	2,003	2,000	-0,003	0,000	Box Tubular Energia 1
343	2,018	1,997	-0,018	0,003	Box Tubular Energia 1
344	2,002	2,000	-0,002	0,000	Box Tubular Energia 1
345	2,010	1,997	-0,010	0,003	Box Tubular Energia 1
346	2,010	1,999	-0,010	0,002	Box Tubular Energia 1
347	1,994	2,010	0,006	-0,010	Box Tubular Energia 1
348	2,015	2,006	-0,015	-0,006	Box Tubular Energia 1
349	2,003	2,000	-0,003	0,000	Box Tubular Energia 1
350	2,018	1,997	-0,018	0,003	Box Tubular Energia 1
351	2,002	2,000	-0,002	0,000	Box Tubular Energia 1
352	2,010	1,997	-0,010	0,003	Box Tubular Energia 1
353	2,006	2,021	-0,006	-0,021	Box Tubular Energia 1
354	2,004	2,023	-0,004	-0,023	Box Tubular Energia 1
355	2,020	1,982	-0,020	0,018	Box Tubular Energia 1
356	2,024	2,008	-0,024	-0,008	Box Tubular Energia 1
357	2,011	2,003	-0,011	-0,003	Box Tubular Energia 1
358	2,023	2,005	-0,023	-0,005	Box Tubular Energia 1

Tabela 11.11 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em baixa energia.

Amostra	Lado 1	Lado 2	Desvio 1	Desvio 2	Material
359	2,008	2,014	-0,008	-0,014	Box Tubular Energia 1
360	2,024	1,987	-0,024	0,013	Box Tubular Energia 1
361	2,006	1,984	-0,006	0,016	Box Tubular Energia 1
362	2,004	2,022	-0,004	-0,022	Box Tubular Energia 1
363	2,004	1,985	-0,004	0,015	Box Tubular Energia 1
364	2,016	2,011	-0,016	-0,011	Box Tubular Energia 1
365	2,015	1,996	-0,015	0,004	Box Tubular Energia 1
366	1,994	1,999	0,006	0,001	Box Tubular Energia 1
367	1,991	1,998	0,009	0,002	Box Tubular Energia 1
368	1,995	1,995	0,005	0,005	Box Tubular Energia 1
369	1,976	2,023	0,024	-0,023	Box Tubular Energia 1
370	1,971	2,014	0,029	-0,014	Box Tubular Energia 1
371	2,000	1,971	0,000	0,029	Box Tubular Energia 1
372	1,976	1,982	0,024	0,018	Box Tubular Energia 1
373	2,000	1,976	0,000	0,024	Box Tubular Energia 1
374	1,981	2,000	0,019	0,000	Box Tubular Energia 1
375	1,995	2,009	0,005	-0,009	Box Tubular Energia 1
376	2,000	2,019	0,000	-0,019	Box Tubular Energia 1
377	1,995	1,976	0,005	0,024	Box Tubular Energia 1
378	2,023	2,005	-0,023	-0,005	Box Tubular Energia 1
379	2,008	2,014	-0,008	-0,014	Box Tubular Energia 1

Tabela 11.12 – Medidas da dimensão do entalhe confeccionados no material tratado em forno tipo Box, soldado com arame tubular em baixa energia (continuação).

APÊNDICE II

12. METAL DE BASE

12.1. Medição do tamanho de grão

A determinação do tamanho de grão pelo processo de interceptação é feita contando, sobre a imagem ampliada do corpo de prova (projetada sobre a tela de vidro fosco do microscópio, em fotomicrografia, etc.), o número de grãos interceptados por um ou mais segmentos de retas, suficientemente longos para que se obtenha em cada segmento pelo menos 50 intersecções. Deve-se escolher o aumento adequado para que essa condição seja alcançada. Os grãos onde se encontram as extremidades dos segmentos são contados como meios grãos. O quociente do comprimento do seguimento em milímetros pelo número de interceptações dividido pelo aumento utilizado, exprime o comprimento médio da interceptação referente àquele segmento. Deve-se fazer a contagem em um mínimo de três campos para se assegurar uma média representativa (ABNT 1980).

Uma interseção é a parte comum entre o contorno de grão e a linha de "teste" traçada sobre a imagem. A contagem do número de interseções e do tipo de interseção é relacionada com o tamanho de grão médio. Quando se utiliza interseções, o pedaço do final da linha de teste que não atravessa o grão é contada como meio. Quando o final da linha de teste toca o contorno de grão se adiciona meio à contagem. Interseção tangente ao contorno de grão, também é contada como meio (0,5). Uma interseção que aparentemente coincide com o contorno de grão na interseção de três grãos é contada como um e meio (1,5), interseção com contorno de dois grãos vizinhos é contada como um (1).

Onde P_L representa o número da contagem de interseções por unidade de comprimento da linha de teste utilizada. A equação que relaciona o tamanho de grão médio (G) com a contagem de interseções é mostrada na equação (1) apresentada abaixo,

 $T_{G} = (6,643856 \cdot \log_{10}P_{L}) - 3,288$ (12.1)

A principal vantagem na utilização do método de interseção se encontra no menor tempo despendido no tratamento da imagem a ser analisada. Ao segmentar a imagem não existe a necessidade de se definir com precisão os limites do grão basta conseguir segmentar a maior parte do contorno de grão sem a necessidade de fecha-lo completamente. Desta maneira se obtém um resultado mais preciso.

			Senti	do de med	lição			
	Superficial	-	L	ongitudina	l		Fransversa	
39	40	36	31	27	23	18	20	15
42	30	37	27	22	23	18	19	21
34	37	30	31	26	25	20	23	24
30	33	42	30	26	22	21	31	19
30	28	31	25	21	25	20	26	24
25	25	29	29	22	21	23	22	22
29	33	29	30	24	23	19	23	25
31	26	26	20	22	25	21	27	16
29	25	26	30	23	22	17	25	21
31	29	30	27	24	19	23	28	26
31	29	33	26	20	22	29	28	23
35	36	36	36	24	22	26	26	23
35	31	40	27	28	23	27	26	27
33	37	29	22	25	23	26	25	21
35	32	31	24	21	24	24	24	24
31	32	32	21	23	26	22	30	24
27	27	31	27	21	29	25	25	20
40	28	26	32	26	22	23	24	23
38	30	23	26	23	23	21	20	22
40	34	25	25	20	28	26	22	20
31	26	28	28	22	21	27	27	25
35	24	31	23	25	20	26	21	18
36	28	36	24	26	25	22	22	26
32	25	37	22	24	24	24	16	22
33	34	31	28	25	22	27	25	25
34	33	34	26	22	22	26	22	31
34	39	30	27	24	24	26	20	27
38	28	24	23	29	18	22	27	25
29	30	32	29	22	20	21	19	27
37	24	27	23	20	15	21	16	23
33	29	29	27	22	20	25	20	26
29	29	23	26	25	25	20	20	21
36	26	32	25	20	29	24	19	24
				Somatória				
	3115			2406			2286	
			Corr	nprimento t	otal			
			14	43 <mark>91,43</mark> μr	n			
			Valor méd	io para cao	la direção			
	4,6 μm			6,0 μm			6,3 μm	
		١	/alor do tar	manho de g	grão médio			
				5,6 µm				

Tabela 12.1 – Tamanho dc	grão para o material	l tratado em forno tipo Box	(ABNT 1980).
--------------------------	----------------------	-----------------------------	--------------

Sentido de medição								
Superficial			L	Longitudinal		Transversal		
17	12	14	17	16	15	19	14	17
24	19	16	13	17	13	19	11	15
17	15	16	14	13	11	15	14	13
15	13	12	13	18	12	15	17	14
16	14	15	15	16	15	14	9	20
13	18	16	17	17	8	14	17	18
15	16	14	12	13	13	17	13	14
16	17	15	18	15	15	15	16	16
18	14	16	15	16	14	13	17	18
14	12	17	16	18	16	18	10	18
16	11	14	14	17	14	13	14	15
20	17	19	17	16	11	13	15	19
16	13	16	13	20	10	13	15	18
14	12	14	13	13	13	14	17	17
14	12	16	14	17	12	18	14	18
11	15	15	18	16	18	14	15	15
17	13	16	13	14	16	15	13	17
17	15	18	16	13	15	14	18	14
15	14	14	13	13	17	14	16	13
15	15	15	15	17	14	15	17	16
13	12	17	15	18	13	10	17	15
15	17	17	13	15	14	12	12	16
17	12	18	17	14	17	14	12	17
15	18	15	15	16	13	15	11	18
19	13	15	18	17	13	13	14	17
18	16	17	18	16	14	15	15	15
21	15	16	14	15	13	14	17	20
11	17	16	17	12	12	13	13	13
16	18	15	13	14	13	16	17	14
16	15	15	14	13	14	13	13	14
15	17	14	14	17	14	8	17	15
15	16	11	15	15	15	14	17	16
17	13	10	15	12	11	13	15	15
Somatória								
1515 1451 1484								
Comprimento total								
14391,43 μm								
Valor médio para cada direção								
9,5 μm 9,9 μm 9,7 μm								
Valor do tamanho de grão médio								
9,7 μm								

Tabela 12.2 – Tamanho do grão para o material tratado em forno contínuo (ABNT 1980).

Material	Direção	Média (µm)	Desvio padrão (µm)	InvDPr
	Superficial	4,72	0,68	6,93
BOX	Longitudinal	6,10	0,85	7,19
	Transversal	6,44	1,01	6,40
Contínuo	Superficial	9,71	1,50	6,48
	longitudinal	10,16	1,61	6,30
	transversal	9,97	1,78	5,60

Tabela 12.3– Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão ABNT em relação ao tipo de tratamento térmico.

Tabela 12.4 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o tamanho de grão.

	р
Interseção	0,00000
Tratamento	0,000000
Direção de laminação	0,000000
Interação	0,000000

Tabela 12.5 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o desvio padrão relativo do tamanho de grão.

	р
Interseção	0,000056
Tratamento	0,000561
Direção de laminação	0,010962

Tabela 12.6 – avaliação do efeito do material e direção de laminação sobre o inverso do desvio padrão relativo do tamanho de grão.

	р
Interseção	0,000107
Tratamento	0,033621
Direção de laminação	0,071429

12.2. Tenacidade ao impacto

Tabela 12.7 – Metal de base tenacidade ao impacto

	р
Interseção	0,000000
Tratamento	0,000000
Temperatura	0,000000
Interação	0,545069

Tabela 12.8 – ANOVA para tenacidade ao impacto com a temperatura para o metal de base tratado em forno tipo Box _____

	р
Interseção	0,000000
Temperatura	0,000232

Tabela 12.9 – ANOVA para tenacidade ao impacto com a temperatura para o metal de base tratado em forno Contínuo

	р
Interseção	0,000000
Temperatura	0,003061

Tabela 12.10 – Composição química completa do material em análise

Elemento	Composição (%)		
Liemento	Box	Contínuo	
Al	0,002	0,002	
С	0,0137	0,0134	
Со	0,0115	0,0201	
Cr	10,908	11,004	
Cu	0,0117	0,0192	
Mn	0,5974	0,6149	
Мо	0,0061	0,0047	
Nb	0,0045	0,0031	
N	0,0126	0,0144	
Ni	0,383	0,367	
0	0,0029	0,0024	
Р	0,0199	0,018	
S	0,0012	0,0005	
Si	0,4669	0,4507	
Sn	0,0022	0,0026	
Ti	0,0095	0,0136	
V	0,0332	0,0405	
W	0,0538	0,0542	