

CAPITULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, serão descritos os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento deste trabalho, nas etapas a seguir descritas:

- Planejamento experimental;
- Materiais;
- Consumíveis;
- Equipamento e dispositivo de soldagem;
- Caracterização da transferência metálica;
- Caracterização do metal de base;
- Retirada dos corpos de prova Charpy-V;
- Realização dos ensaios charpy-V;
- Microdureza;
- Avaliação do entalhe “V”;
- Avaliação da fratura;
- Avaliações secundárias;
- Análise estatística dos dados.

3.1. Planejamento experimental

A busca de uma interatividade entre a física e a metalurgia do processo, em relação à soldagem do aço experimental em questão, impulsionou a divisão do processo de análise em três movimentos. Dessa forma, os ensaios foram desenvolvidos em três etapas experimentais distintas e consecutivas, designadas como Avaliação da transferência metálica (primeira etapa), características mecânicas e metalurgia da solda (segunda e terceira etapa).

A primeira etapa constou da avaliação da transferência metálica para os consumíveis utilizados. Sendo dois consumíveis distintos, um maciço (AWS ER 309LSi) e o outro tubular

com proteção gasosa (AWS EC 409). Sendo este último, um eletrodo experimental. Todo o levantamento da transferência metálica para esses consumíveis foi realizado com a variação do par tensão e corrente para cada consumível. Nessa primeira etapa, o levantamento de um mapa de transferência metálica para cada consumível permitiu a escolha adequada de parâmetros para o estabelecimento da soldagem experimental da terceira etapa.

A segunda etapa constou da avaliação das características mecânicas básicas para o material de base e em seguida a análise metalúrgica da solda realizada (terceira etapa). Essa avaliação constou basicamente da caracterização do metal gerado na solda (zona fundida e zona afetada pelo calor), tanto no que se refere à microestrutura quanto as propriedades de tenacidade ao impacto. Essa avaliação foi estabelecida em função dos parâmetros, tanto do processo de soldagem, quanto do processo de fabricação do metal de base.

3.2. Materiais

Segundo alguns pesquisadores (TURAZI; OLIVEIRA, 2007), o processamento de controle microestrutural de chapas laminadas seria estabelecido em etapas. Para os materiais ferríticos de baixa liga o processo seguiria os seguintes passos: Após a redução parcial da chapa vindo da laminação à quente(em aproximadamente 50%), o material sofreria um processo de austenitização. Essa austenitização seria proporcionada por temperaturas na ordem de 700 °C por um período de 2 a 3 horas, seguida de um resfriamento controlado em banhos de temperaturas da ordem de 300 °C por poucos segundos, seguido de resfriamento forçado ao ar. Após essa etapa, seria promovido uma nova laminação com redução de aproximadamente 50% e um passe consecutivo de encruamento, com aproximadamente 1% de redução. Após esse encruamento promoveria-se o recozimento final em forno Box em temperaturas na ordem de 650 °C por um período de aproximadamente 7 horas. Em função dos tempos envolvidos no processo, este torna-se oneroso devido a baixa produtividade, uma vez que toda a bobina necessita estar dentro do forno Box.

A princípio o tratamento em forno contínuo seria baseado nesses tempos, através de um controle dos campos de temperaturas e dos tempos de corrida desse material laminado. Esse fator de continuidade da alimentação do material laminado permitiria uma minimização dos custos de produção do material. No entanto, a configuração do forno proporciona gradientes no interior deste, possibilitando condições de não homogeneidade se comparado ao ambiente do forno Box. Assim a possibilidade de microestruturas similares às encontradas no material tratado em forno Box fica muito pequena.

Assim foram estabelecidas condições específicas pela empresa fornecedora do material em estudo, propiciando duas condições de tratamento para o mesmo material. Uma condição de tratamento em forno Box e outra em forno contínuo. As amostras caracterizam-se pela composição similar, mas estrutura diferenciada, em função do processo final de tratamento térmico utilizado. Levando em consideração a característica do tratamento, o material foi fornecido pelo fabricante, em corpos de prova já definidos, nas dimensões aproximadas de 200 x 60 x 6,3 mm para o material tratado em forno tipo Box e de 150 x 65 x 6,3 mm para o material tratado em forno Contínuo. Os mesmos foram usinados para manterem o mesmo padrão dimensional (150 x 65 x 6,3 mm).

O princípio do tratamento a que o material é submetido, é a eliminação de defeitos gerados pelo processo de laminação, como é o caso de encruamento, bem como para o controle da microestrutura do mesmo (tamanho de grão). Levando em consideração o processo a que é submetido, é de se esperar que a direção de laminação não seja um fator relevante para esse material pós-tratamento. Contudo, os resquícios de laminação ainda são passíveis de acontecer, possibilitando a identificação de uma direção de laminação, através da observação em microscopia ótica após ataque químico.

Levando em consideração o fator custo, o processo contínuo levaria vantagem sobre o processo em que se utiliza o tipo de forno Box. Segundo a empresa fornecedora de tal material, o custo do processo de tratamento em forno tipo Box se torna mais oneroso em função da quantidade de material que é tratado em cada fornada. Assim, um dos fatores a ser avaliado seria a capacidade de um tratamento em forno contínuo fornecer características similares ou bem próximas aos obtidas para o tratamento realizado com o forno tipo Box.

3.2.1. Composição química

A Tabela 3.1 mostra a composição química do aço em estudo, que embora possua condições de tratamento térmico pós laminação a frio diferenciado, sua composição mantém-se principalmente com relação aos teores de cromo e níquel e interstícios. Esta análise foi executada pela fabricante do aço.

Tabela 3.1 – Composição química básica dos aços utilizados para análise (dados gerados nas dependências do fabricante)

Processo	Composição (%)							
	C	Co	Cr	Mn	N	Ni	O	Si
Box	0,014	0,012	10,91	0,60	0,013	0,38	0,003	0,47
Contínuo	0,013	0,020	11,00	0,62	0,014	0,37	0,002	0,45

3.2.2. Propriedades mecânicas básicas

As propriedades mecânicas foram obtidas através da confecção de corpos de prova padronizados. O material para esse fim foi retirado a partir de uma chapa de 6,3 mm, utilizando o procedimento mencionado na norma ASTM A 370. Para a obtenção das propriedades básicas foram utilizados dois procedimentos: o ensaio de tração (Figura 3.1) e o ensaio de dureza. Para a definição de cada propriedade foram realizadas 3 repetições, conforme estabelecida em norma. Tais experimentos são normativos para que o material em questão possa ser comercializado dentro de uma determinada classe de material.

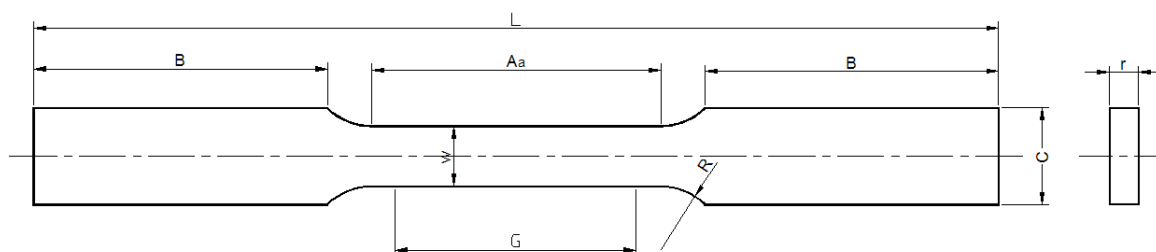


Figura 3.1 – Corpo de prova retangular para tração (ASTM A 370).

Onde tem-se:

- L – comprimento total do corpo de prova
- B – comprimento para fixação por garra
- A_a – comprimento da região de análise
- C – largura da região de fixação
- R – raio de adoçamento
- r – espessura do corpo de prova
- G – comprimento útil
- w – largura da parte útil

Através de tais resultados, também será possível a avaliação primária do material, haja vista o caráter experimental do mesmo. Assim, com a variação do processo de fabricação e dos resultados obtidos, pode-se estabelecer um padrão de qualidade em função das normas que regem tal material.

3.3. Consumíveis

Foram utilizados dois tipos de materiais de adição nessa análise: um arame maciço austenítico, com classificação AWS ER 309LSi e um arame experimental da classe AWS EC 409, sendo este um arame tubular tipo “metal cored”, com características ferríticas. Para ambas as soldagens realizadas, utilizou-se uma mistura gasosa comercial como gás de proteção, cuja composição consta de Ar + 2% O₂, conforme cita o fabricante do consumível.

As composições básicas dos consumíveis de adição podem ser observadas na Tabela 3.2. Nessa tabela constam os valores fornecidos pelos fabricantes. Para complementação da avaliação da solda, o material de adição passou por uma análise de composição química.

Tabela 3.2 – Composição química dos arames utilizados na pesquisa (dados fornecidos pelos fabricantes).

Elemento	AWS ER 309LSi	AWS EC 409
	Composição (%)	
C	0,017	0,045
Cr	23,17	8,95
Cu	0,12	*
Mn	1,56	0,63
Mo	0,14	0,004
N	0,113	*
Ni	13,64	1,83
P	0,020	0,008
Ti	*	0,22
V	*	0,013
S	0,012	*
Si	0,91	0,40

* Elementos não informados

Ambos os consumíveis foram submetidos a uma análise química para comparação com os dados fornecidos pelo fabricante. Para essa análise foram confeccionados dois corpos de prova, um para cada arame eletrodo. Para essa análise foram realizadas soldagens com cada tipo de eletrodo, gerando camadas consecutivas, como mostra o esquema ilustrado pela Figura 3.2, utilizado no procedimento de Oñoro (2006), para que no último passe fosse obtido um material com o mínimo de diluição com o metal de base.

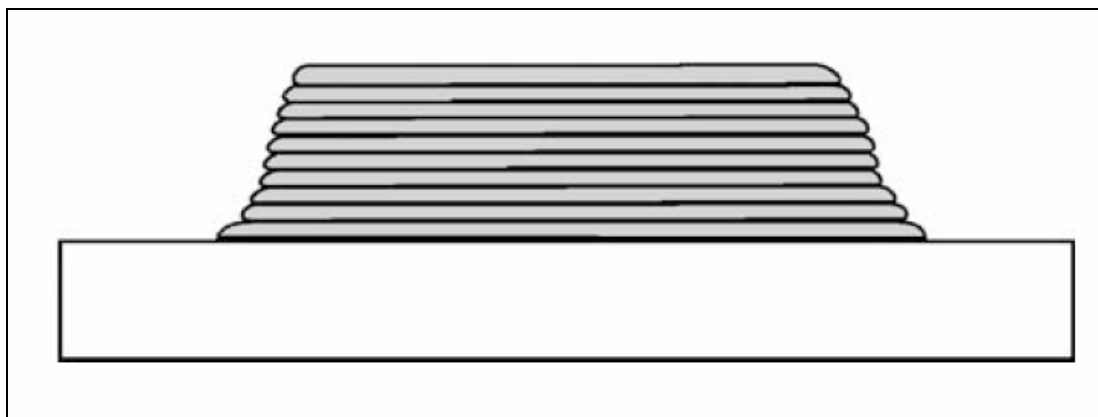


Figura 3.2 – Depósito de múltiplas camadas para análise de material depositado (OÑORO, 2006)

Utilizando-se os aços em estudo, foram depositadas sobre os mesmos, seis (06) camadas de soldas efetuadas com cada um dos consumíveis. Para manter todos os parâmetros similares em cada passe, foi utilizado a soldagem automática (Figura 3.3), utilizando um posicionador linear com controle de velocidade. Utilizou-se a fonte no modo tensão constante, tendo como gás de proteção uma mistura gasosa comercial ($\text{Ar} + 2\% \text{O}_2$), com uma vazão média de 14l/min. Foram mantidas as mesmas energias de deposição, com a tensão média de soldagem em 24V, velocidade de soldagem em 25 cm/min e velocidade de alimentação que garanta uma corrente média em torno de 220A.

Em todas as soldas foi mantida a distância bico de contato peça (DBCP) em 18 mm. Após o amanteigamento foram retiradas duas camadas de cavacos da superfície do colchão com profundidade de corte de 1,0 mm e avanço de 0,5 mm e uma velocidade de corte em 45 golpes por minuto. Para esse procedimento utilizou-se uma máquina ferramenta de corte alternativo e ferramenta monocortante. Foi levado em consideração o cuidado na coleta do material retirado (cavacos), evitando qualquer contato com superfície úmida ou com algum tipo de elemento que pudesse interferir nos resultados da análise.

3.4. Equipamento e dispositivo de soldagem

Foi utilizado para a soldagem dos diversos experimentos, um sistema automatizado de posicionamento e movimentação da tocha de soldagem, conforme é mostrado na Figura 3.3. Este sistema consta de um motor elétrico atrelado a um conjunto redutor para a relação de velocidade bem como do aumento do torque do sistema. Este sistema mecânico possui um controle eletrônico de velocidade, o qual determina a velocidade de translação da mesa em função da velocidade do conjunto redutor utilizado.

A mesa desliza por sobre o fuso, em função de um conjunto de guias, mantendo assim o curso o mais constante possível. A mesa ainda é dotada de um regulador de altura bem como de aparatos para o controle do nivelamento da mesma. Utilizou-se como fonte de energia, a fonte multiprocesso Inversal 450 no modo tensão constante, na polaridade positiva (CC+).

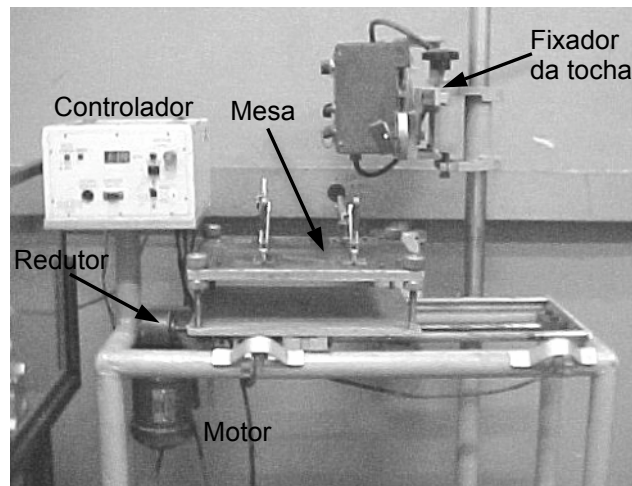


Figura 3.3 – Sistema automático de soldagem com movimentação do corpo de prova.

3.5. Caracterização da transferência metálica

Utilizou-se um canhão laser, um sistema óptico e uma câmera para filmagens em alta velocidade (técnica de “shadowgraphy”, VILARINHO; SCOTTI, 2000), para a realização de filmagens das gotas em transferência metálica. As filmagens foram gravadas em uma sequência de imagens a uma frequência de 2000 quadros por segundo, monocromáticos, no formato TIFF (“Tagged Image File Format”).

O sistema óptico entre o canhão de laser e o arco consiste em um conjunto de filtros de densidade neutra (ND003 a ND01), para reduzir levemente a intensidade do laser antes do arco, uma lente divergente, para abrir o feixe denso de laser, e uma plano-convexa, para torná-lo novamente colimado. O sistema óptico entre o arco e a câmera consiste em outro filtro neutro (ND10 a ND15) e um filtro passa-banda, cuja utilidade é filtrar da melhor maneira possível os raios provenientes do arco voltaico, deixando passar apenas o laser e os raios cujo comprimento de onda é da magnitude do mesmo. Utiliza-se uma objetiva com zoom para focar o eletrodo e a peça (Figura 3.4). Em cada quadro foi usado uma obturação eletrônica a 1/24000 (possibilitando reduzir distorções devidas ao movimento dos elementos filmados, no caso, as gotas). Essas configurações permitem imagens com resolução de 252 x 188 pixels (h x v).

A caracterização da transferência metálica foi realizada pelo desenvolvimento de um mapa de transferência onde posicionou-se os pares de tensão e corrente, após a definição de cada modo, de acordo com a observação da filmagem realizada. Foram definidos os modos de acordo com a observação dos fenômenos ocorridos durante a soldagem, observados a uma taxa mais baixa (3 a 15 quadros por segundo).

Para a caracterização da transferência metálica foi utilizado um programa específico (MAIA, 2001), feito na plataforma LabView®, denominado “Vídeo Analisador de Imagens de Transferência Metálica em Soldagem”. Este programa permite uma perfeita caracterização das transferências metálicas (sobretudo quanto aos parâmetros frequência de destacamento e diâmetro das gotas) e dos comprimentos do eletrodo e do arco de soldagem. As imagens analisadas utilizando o programa “Vídeo Analisador” são aquelas adquiridas através da técnica da “shadowgrafia”, previamente citada.

Para esse levantamento foi avaliado cada evento (filmagem) separadamente. Em cada filmagem foram verificadas as incidências dos modos de transferência metálica e sua frequência na sequência observada. O modo onde a ocorrência predomina apenas um tipo de transferência denominou-se modo simples de transferência metálica. Para ocorrências consecutivas de mais de um modo, denominou-se modo misto de transferência metálica.

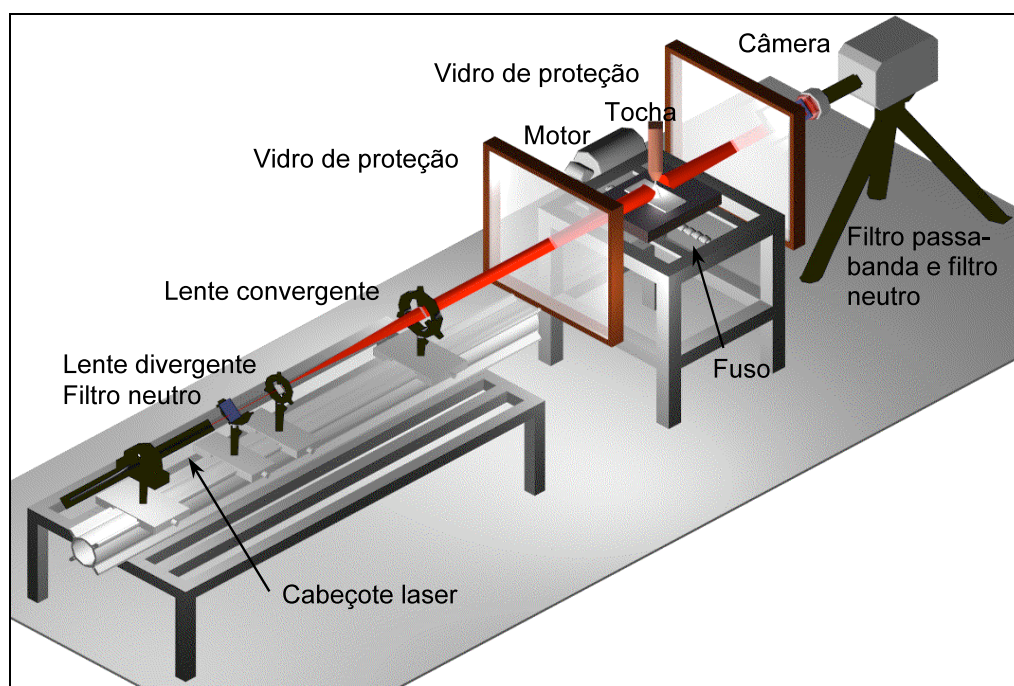


Figura 3.4 – Técnica de filmagem Shadowgrafia (VILARINHO, 2000).

Para esse estabelecimento, foi montado um diagrama de corrente versus tensão, através desses respectivos pares para cada soldagem realizada (filmagem). Esse diagrama possibilitou a identificação de cada região de transferência.

3.6. Caracterização do metal de base

Os dois materiais (tratado em forno tipo Box e em forno Contínuo) foram submetidos a uma avaliação metalográfica utilizando um microscópio óptico com o acoplamento de um sistema digital capaz de capturar digitalmente as imagens da ocular. Tanto o sistema digital como óptico, foram calibrados preliminarmente, utilizando padrões fornecidos pelo fabricante do equipamento. Para tanto, o material foi submetido a uma sequência de polimentos, indo até a granulação da pasta de diamante de 0,25 μm e em seguida submetido ao ataque químico, utilizando como reagente Villela's (1g de ácido pícrico, 5ml de ácido clorídrico e 100 ml de etanol).

3.6.1. Avaliação do tamanho de grão

A determinação do tamanho de grão foi feita de acordo com a norma NBR 6000 (ABNT, 1980) através da técnica interceptação ou de Heyn. 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 o limite do grão basta conseguir segmentar a maior parte do contorno de grão sem a necessidade de fechá-lo completamente. Desta maneira se obtém um resultado mais preciso.

Apresenta-se na Figura 3.5 o exemplo para uma amostra de aço tratado em forno tipo Box. Para a contagem de grão foram utilizados 9 seguimentos de retas, as quais cruzam os grãos de uma foto de tamanho pré-estabelecido. Para os seguimentos analisados obtiveram-se os seguintes valores para o valor de P_L (numero de interseções por linha): 109,28; 135,19; 135,19; 135,19;120,00; 135,19; 145,71; 111,43; 145,71; os quais apontam para um $\bar{P}_L$ de 130,32. Aplicando a norma para determinar o tamanho de grão ASTM, tem-se o tamanho de grão em 10,76 μm (Apêndice I).

Como o aumento utilizado para a análise do tamanho de grão para a caracterização do material como recebido foi acima de 400 X, utilizou-se uma maior quantidade de amostras para a definição do tamanho de grão, diminuindo assim o erro amostral. Assim utilizou-se 10 fotos distintas com 10 seguimentos de retas para cada foto, somando um total de 100 seguimentos de 145,36 μm cada seguimento (Apêndice I).

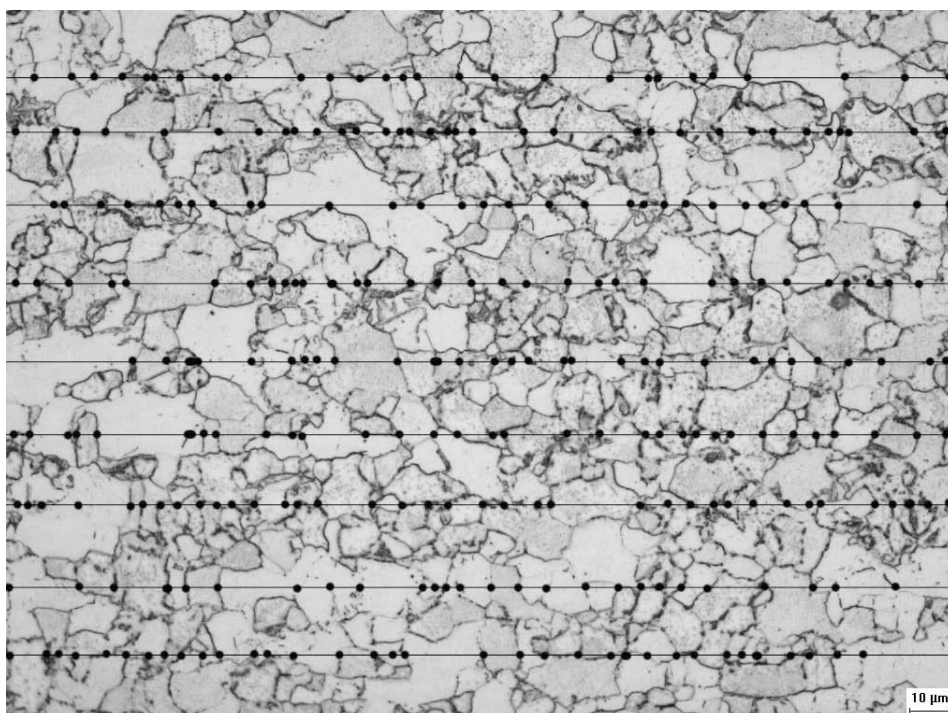


Figura 3.5 – Sistema de medição do tamanho de grão segundo o método Heyn (Material tratado em forno tipo BOX).

3.7. Retirada dos corpos de prova Charpy-V de seção reduzida

As soldagens foram realizadas conforme os dados adquiridos do levantamento do mapa de transferência metálica. Foram utilizados dois parâmetros de transferência: um com curto-circuito e outro goticular. Levou-se em conta a utilização de dois níveis de energia de soldagem. Os parâmetros são dispostos na Tabela 3.3. A Figura 3.6 retrata a configuração da junta utilizada para a confecção dos corpos de prova. Em todos os corpos de prova manteve-se uma abertura de junta com pelo menos 3 mm. A figura em questão apresenta a configuração da junta com a inserção de um cobre junta o qual apresentou a mesma composição do material estudado, no entanto com tratamento em forno tipo Box.

Tabela 3.3 – Parâmetros de soldagem para a realização dos testes de Charpy-V.

Consumível	Corrente (A)	Tensão (V)	Vs (cm/min)	Energia (kJ/mm)
AWS ER 309LSi	145	20	15	1,2
	220	28	17	2,2
AWS EC 409	150	20	15	1,2
	240	26	17	2,2

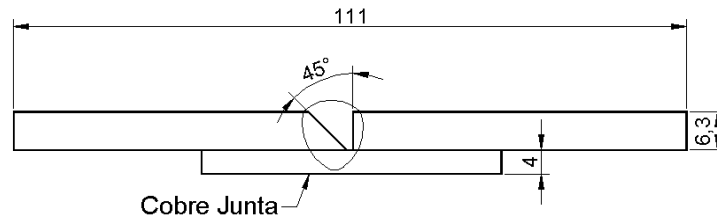


Figura 3.6 – Configuração da junta para a retirada dos corpos de prova Charpy-V.

A Figura 3.7 mostra o esquema de montagem e de como foram retirados os corpos de prova da chapa em questão. Para cada par soldado foram retirados em média 10 corpos de prova, sendo descartados as duas extremidades da chapa.

Na Figura 3.8 são apresentadas as sequências de preparação dos corpos de prova após a remoção do cobre junta. Na sequência 01 tem-se o processo de separação dos corpos de prova da chapa soldada. Cada chapa foi seccionada e as extremidades descartadas. O procedimento seguinte foi a fresagem desse material para as dimensões mostrados na sequência 02 da mesma figura, a qual deixando-os em dimensões próximas às dimensões finais para uma sequência final em retífica. A sequência 03 demonstra o dimensionamento final da secção do corpo de prova, o qual foi conseguido através de retificação.

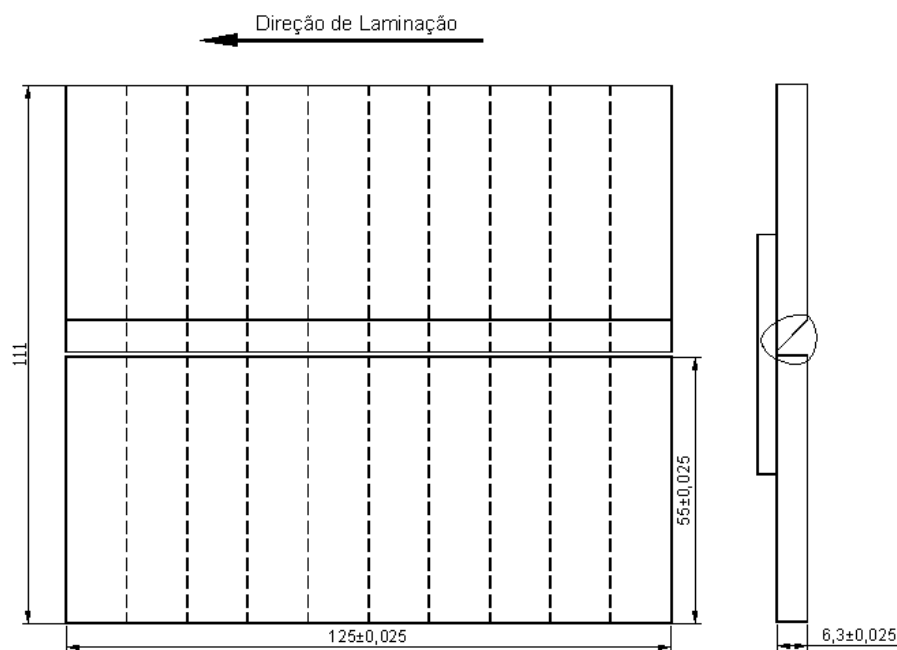


Figura 3.7 – Esquema da retirada dos corpos de prova charpy.

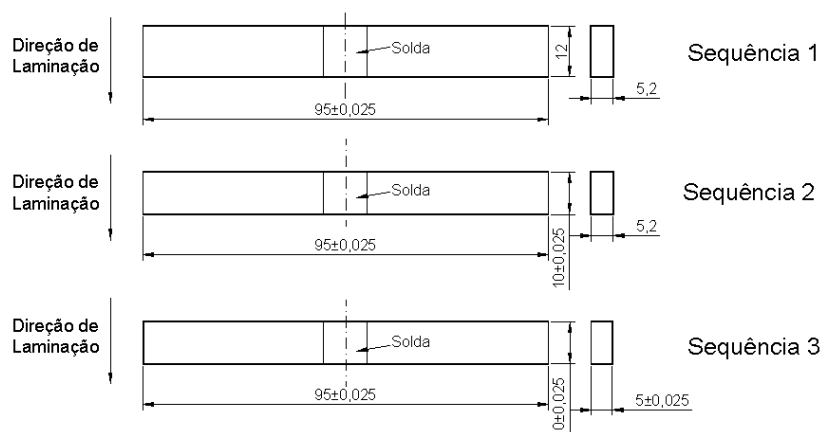


Figura 3.8 – Procedimento de confecção dos corpos de prova

A Figura 3.9 apresenta os procedimentos finais de confecção dos corpos de prova, com a confecção do entalhe de charpy-V. Para cada tipo de corpo de prova foi determinada uma posição de abertura do entalhe. Essa posição foi conseguida através do ataque químico superficial de cada peça a ser entalhada. Utilizou-se o mesmo tipo de reagente químico utilizado para a avaliação metalográfica. Foram confeccionados dois tipos de corpos de prova: um com o entalhe realizado na zona afetada pelo calor (ZAC) e outro na região fundida, além de corpos de prova confeccionados no material de base.

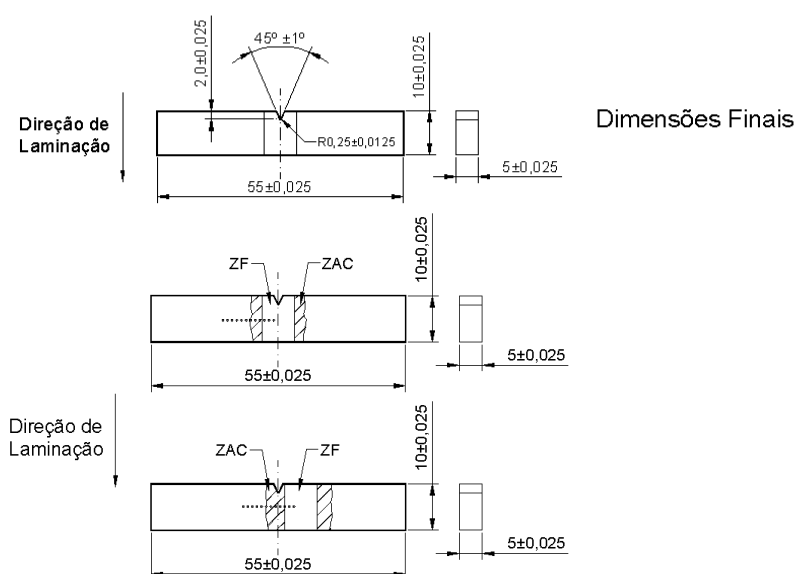


Figura 3.9 – Sequência de fresamento do entalhe charpy-V

Para cada condição foram confeccionados uma quantidade de 5 (cinco) corpos de prova Charpy-V, conforme as temperaturas a serem testados, tipo de tratamento em forno e

condição de soldagem. A Tabela 3.4 mostra a quantidade de corpos de prova retirados para cada tipo de material. Esta tabela retrata apenas as condições para um material. Assim tem-se a quantidade em dobro de corpos de prova

Tabela 3.4 – Esquema da realização dos ensaios charpy.

Corpos de prova para cada material					
Energia 1					
Temperaturas	-20 °C	-10 °C	0 °C		
ZAC	5	5	5		
Zona fundida	5	5	5		
Energia 2					
Temperaturas	-20 °C	-10 °C	0 °C		
ZAC	5	5	5		
Zona fundida	5	5	5		
Metal de base	-40 °C	-20 °C	-10 °C	0 °C	Ambiente
	5	5	5	5	5
Total de corpos de prova	85				

3.8. Realização dos ensaios charpy-V de seção reduzida

Para a realização dos ensaios utilizou-se um sistema de monitoramento de temperatura avaliando a temperatura do banho. Foram preparados banhos, mistura de etanol e nitrogênio líquido, buscando a temperatura adequada do banho (temperatura especificada). Para cada temperatura de ensaio foi verificada a temperatura do banho. Após a estabilização do mesmo, com a inserção dos corpos de prova, os corpos de provas foram posicionados e ensaiados.

O equipamento para a realização dos ensaios pode ser visualizado pela Figura 3.10. O equipamento foi anteriormente calibrado segundo a norma ASTM E23. O posicionamento dos corpos de prova também seguiu a norma. Utilizou-se para tanto um posicionador para manter o padrão para todas as amostras. Ensaiou-se primeiramente à temperatura ambiente e foi-se diminuindo a temperatura até a ordem de -20 °C. Pode-se ainda observar o posicionamento do corpo de prova antes do ensaio. Como pode ser observado na Tabela 3.4, para o material de base foi realizado uma gama maior de temperaturas.

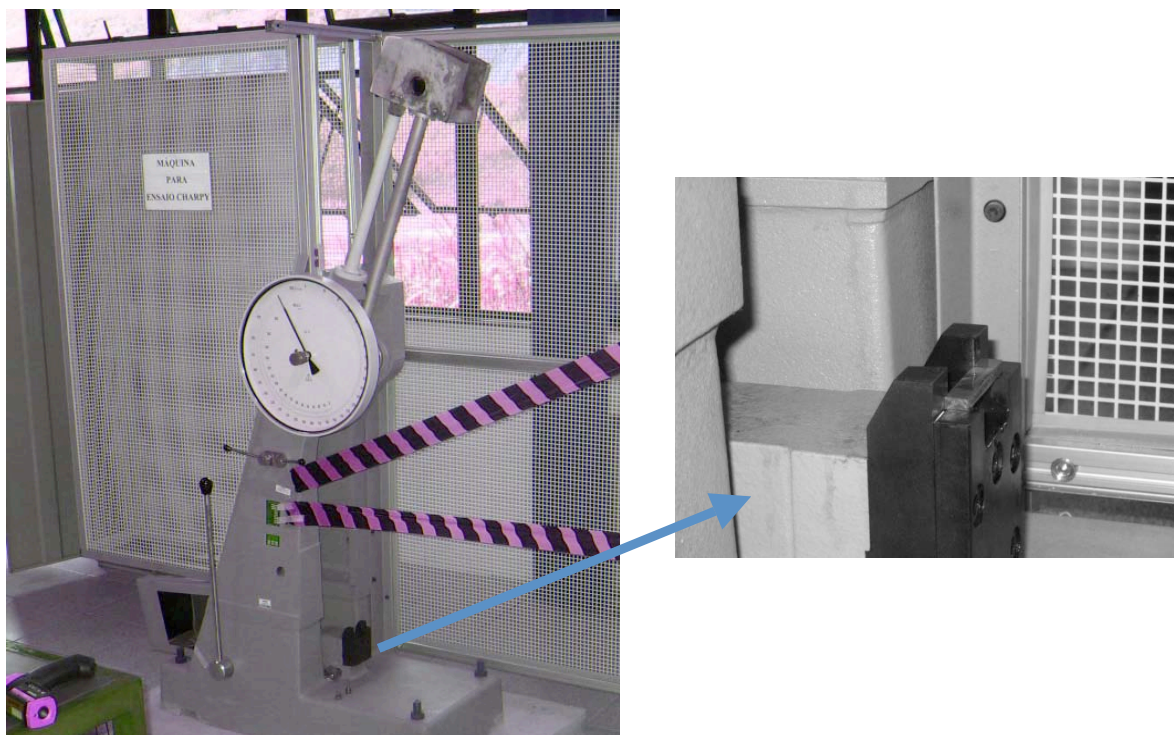


Figura 3.10 – Máquina de ensaio charpy e posicionamento do corpo de prova charpy

3.9. Microdureza

Após a soldagem e retirada dos corpos de prova charpy tais corpos de prova foram submetidos à análise da região soldada através do levantamento do perfil de microdureza.

Como foi apresentado no procedimento para retirada dos corpos de prova para o ensaio de Charpy-V, foram gerados dois tipos de corpo de prova. Em um dos corpos de prova, o entalhe foi posicionado dentro da região fundida (ZF) e outro na região atacada pelo calor (ZAC).

A Figura 3.11 apresenta a metodologia aplicada a essa medição. Foi utilizada para tanto uma carga de 200 g para a impressão e uma distância de 0,25 mm entre cada impressão. Iniciou-se essa medição a partir do metal de base, findando-se as impressões no metal fundido. Previamente o corpo de prova foi submetido a um polimento e ataque químico, utilizando-se como reagente uma mistura de etanol (100 mL), ácido pícrico (1 g) e ácido nítrico (5 mL) – Vilella's – a fim de se revelar as fronteiras da solda e dar-se o início do levantamento, conforme se apresenta no esquema da figura.

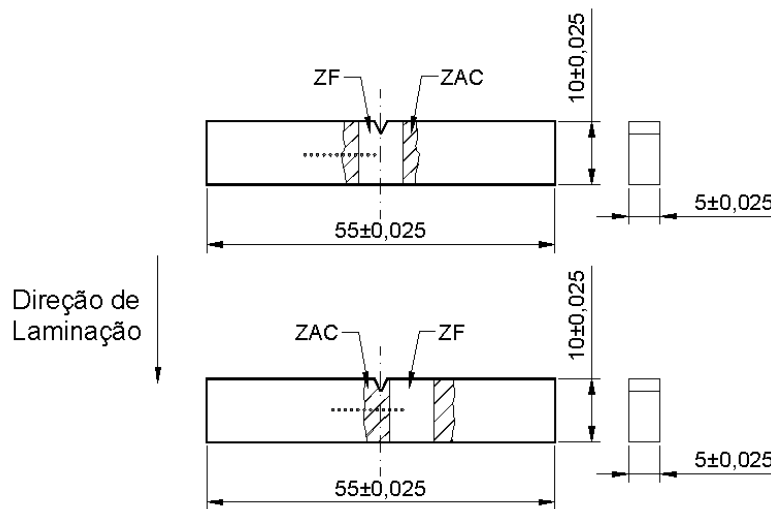


Figura 3.11 – Esquema para a execução do levantamento do perfil de dureza nos corpos de prova soldados.

3.10. Avaliação do entalhe “V”

Todos os entalhes dos corpos de prova, tanto para o metal de base quanto para as regiões da solda (ZF e ZAC), foram avaliados dimensionalmente. Para isso foi utilizado um microscópio ferramenteiro com resolução de 0,0001 mm, do Laboratório de Metrologia da Universidade Federal do Ceará, laboratório este certificado pelo Imetro. Através desta análise foi possível separar os corpos de prova que apresentaram algum desvio dimensional ao que apresenta a norma ASTM E23. Tanto a profundidade do entalhe quanto o raio do entalhe (ponta do entalhe) foram avaliados. No caso da profundidade do entalhe, a norma estabelece uma dimensão de 2 mm com tolerâncias de $\pm 0,025$ mm. Logo foram medidos os dois lados do entalhe e só foram aceitos os corpos de prova que atenderam a essa condição, nas duas faces do corpos de prova. O apêndice II apresenta todas as medidas realizadas. Essas medidas foram realizadas em 379 corpos de prova, havendo uma rejeição de 45 corpos de prova. Essa rejeição baseou-se na variação dimensional. A norma especifica uma tolerância de $\pm 0,025$ mm. Adotou-se o critério de exclusão para valores acima de $|0,023|$. Assim, corpos de prova com um dos lados apresentando medidas abaixo de 1,977 mm ou acima de 2,023 mm foram excluídos.

Os corpos de prova charpy-V, antes dos ensaios, foram submetidos a uma análise através de um projetor de perfil. Todos os corpos de prova ensaiados estavam de acordo com os limites observado no projetor de perfil, com referência as medidas explícitas na norma ASTM E23.

3.11. Avaliação da fratura

Após os testes de tenacidade ao impacto, as partes dos corpos de prova fraturados foram submetidos a uma análise através do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Foram selecionados aleatoriamente corpos de prova onde ocorreram baixas e altas energias absorvidas ao impacto, tanto para o material tratado em forno tipo Box como em forno contínuo. Nesse material foi avaliado o tipo de fratura, abordando os aspectos de fragilidade de acordo com a condição ensaiada.

Aliado a esse estudo, buscou-se a definição do caminho da fratura com a intenção de inferência acerca da influência da microestrutura na tenacidade do material. Através da definição da região de propagação da fratura, buscou-se uma correlação entre a tenacidade ao impacto e a microestrutura em que a trinca se propagou. Para tanto, dos ensaios realizados na região da ZAC, um dos lados do corpo de prova fraturado foi embutido em resina para a avaliação do caminho da fratura (conforme exemplifica o esquema da Figura 3.12).

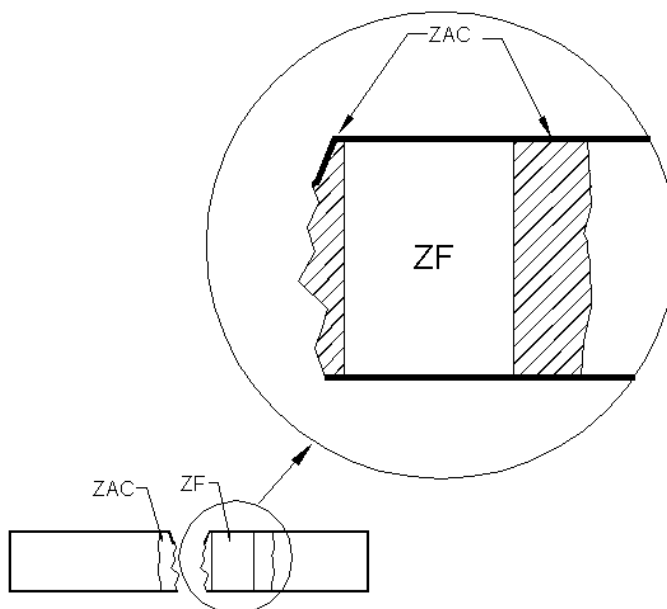


Figura 3.12 – Esquema de observação da direção da fratura nos corpos de prova ensaiados na ZAC.

Todas as amostras selecionadas foram submetidas aos mesmos procedimentos de preparação metalográfica, como citado anteriormente, tanto para a caracterização do metal de base quanto das regiões da solda. Levando em consideração que o posicionamento durante a

usinagem dos entalhes da ZAC foi realizado visualmente, tomando como referência a zona fundida, observada através da macro gerada pelo ataque com Villela's antes desse posicionamento, é possível que tenha havido uma variação de região em que o entalhe tenha sido posicionado. Através dessa análise possibilitou-se a identificação de tal zona.

3.12. Avaliações secundárias

Para um estudo mais aprofundado das características do material analisado, algumas outras avaliações foram realizadas. Assim pode-se citar as seguintes técnicas utilizadas:

MEV – através da seleção de pequenas áreas de avaliação (no caso do trabalho, regiões do metal de base, zona fundida e da ZAC), há o rastreamento do material pela detecção dos elétrons emitidos pelos átomos (elétrons secundários) ou os elétrons primários retroespalhados (“electrons scattered back”), próximo do núcleo de colisão. Normalmente utiliza-se dos dois sistemas de detecção, o sistema de detecção de elétrons secundários e o “backscattered detector” (BSD). O detector de elétrons secundários permite a geração de uma topografia de ótima qualidade, podendo através desta obter diversas informações acerca das características superficiais das amostras. O “backscattered detector” permite a geração de uma imagem topográfica no entanto gera ainda uma imagem composicional, podendo haver a diferenciação das fases presentes, de grande importância na detecção de fases diferentes na região analisada.

Tal técnica foi de grande importância na determinação da microestrutura do material como recebido, bem como soldado. Através dessa ferramenta foi estabelecido a avaliação da topografia da fratura, permitindo uma visualização mais minuciosa dos fenômenos durante a fratura dos corpos de prova. Foi possível ainda, através da técnica BSD, identificar a distinção de estruturas, a princípio de mesma estrutura mas com composição distinta, em termos quantitativos, uma vez que pela emissão, consegue-se estabelecer um fator topográfico com um maior contraste entre as fases com variação composicional.

EDX (Energy Dispersive X-ray Analysis) – Esta técnica é utilizada em conjunto com o MEV, na qual se utiliza de um feixe de elétrons sobre a superfície a ser analisada. Com energia de feixe na ordem de 10-20 keV, há a geração de raios-X a partir do ponto de incidência, onde a energia do raio-X dependerá do material que contém aquele ponto. Esses raios-X são gerados em uma região de aproximadamente 2 μm de profundidade do ponto de incidência do feixe, motivo pelo qual não se considera o EDX como uma técnica de análise superficial. Em virtude da baixa intensidade dos raios-X gerados, a identificação dos elementos fica restrita a números atômicos mais elevados. Atualmente, os sistemas de

detecção conseguem identificar elementos como o berílio que tem numero atômico 4 (Be), mas inferiores a ele, a detecção fica inconsistente.

Aliado ao MEV, essa ferramenta possibilitou a análise composicional de alguns pontos específicos, elucidando a microestrutura de alguns componentes presentes na matriz do material em estudo, bem como verificar suas composições químicas aparentes, uma vez que a quantificação não se mostra com muita precisão em função do feixe emitido.

EBSD (Electron Backscatter Diffraction) – A aceleração de elétrons em um feixe primário do MEV pode ser difratado pelas camadas de um material cristalino. Esses elétrons difratados podem ser detectados através de uma tela de fósforo gerando padrões (linhas visíveis) denominados padrões de Kikuchi - EBSP (Electron Backscatter Patterns). Esses padrões são efetivamente as projeções da geometria dos planos do cristal em análise e gera uma informação direta acerca da estrutura cristalina e da orientação cristalográfica do grão em que ele foi originado. Quando utilizado em conjunto com um banco de dados incluindo as informações cristalográficas da fase de interesse, juntamente com softwares para processamento das EBSP e das linhas de indexação, esses dados podem ser utilizados para identificação de fases em uma estrutura cristalina ou agregado policristalino.

Com essa ferramenta é possível distinguir, baseado em padrões pré estabelecidos em um banco de dados comerciais, padrões microestruturais, diferindo dessa forma as estruturas cristalinas. Isso possibilitou a identificação dos padrões existentes, diferindo a estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado) da estrutura CCC

Difratometria por raios-X – os raios-X são apenas uma pequena parte do espectro eletromagnético com comprimento de onda na ordem de 0,2 Å a 100Å (Å = Angstrom = 10^{-10} m). Os raios-X utilizados para o estudo de cristalografia têm um ordem de 1 Å a 2 Å (i.e. Ka Cobre = 1,5418 Å). Quando os raios-X encontram um arranjo atômico regular, poderá ocorrer interferências construtivas e destrutivas. No caso das interferências construtivas, os raios-X produzem padrões de difração que são utilizados para a identificação dos cristais, pois tais interferências só acontecem em situações específicas do arranjo atômico, demonstrado por W. L. Bragg nos meados de 1900. Para a análise utilizando tal técnica, modernos detectores de raios-X são posicionados em uma câmara de análise e com o auxílios de softwares específicos. Os cálculos são realizados com base nestas detecções. Essa técnica possibilita a diferenciação de fases em um material policristalino bem como a identificação destas, com base em banco de dados.

Com tal ferramenta foi possível verificar a diferença microestrutural, similar à técnica EBSD, possibilitando a diferença entre os padrões de reticulado cristalino. Pode-se com isso

definir o tipo de microestrutura predominante na matriz, bem como a diferença nos demais subconstituintes.

3.13. Análise estatística dos dados

A análise de um determinado fenômeno pode ser realizada experimentalmente pela variação de um ou mais de seus fatores. Desta forma, pode-se estudar a relação entre a causa e o efeito produzido pelas variações pertinentes. Para o entendimento mais abrangente do fenômeno em questão, a sua abordagem pode ser feita pelo estudo da interação entre as diversas causas e as suas influências nos efeitos obtidos (COSTA NETO, 1977; SOARES; FARIAS; CESAR, 1991).

Em uma primeira abordagem, foram avaliadas as características de transferência metálica no processo de soldagem do material, utilizando eletrodo com alimentação contínua. Nessa abordagem, diversos fatores estavam em avaliação, como o caso da tensão de soldagem utilizada, bem como a corrente e velocidade de soldagem além do tipo de eletrodo. Para tanto foi avaliada a interação de cada um desses fatores sobre as características de transferência, utilizando para tal, fatores de estabilidade, como cita Farias (1993) e Mota (1998). Em seguida procedeu-se com a avaliação multifatorial para se verificar a interação dos diversos fatores sobre a estabilidade do modo de transferência, em comparação ao tipo de transferência, definida pela observação através do método “shadowgraphy technique”.

Quando ocorre a interação entre os fatores envolvidos na análise, deve-se utilizar uma experimentação multifatorial para se estimar e testar todas as possíveis interações. Para tanto, o delineamento fatorial foi utilizado para esta análise, no qual os tratamentos consistem de dois ou mais fatores, cada um variando em dois ou mais níveis. As combinações se processam de modo que cada nível de um fator ocorra conjuntamente com cada nível dos outros fatores. O número total de tratamentos é o produto entre o número de níveis de todos os fatores (MONTGOMERY, 2005). Assim utilizou-se da análise de variância para a avaliação dos fatores que influenciaram as características, tanto do processo de soldagem quanto dos aspectos metalúrgicos.

O método de análise de variância (ANOVA) baseia-se em particionar a variância total de uma determinada resposta (variável dependente) em duas partes: a primeira devido ao modelo de regressão e a segunda devido aos resíduos (erros). Se forem efetuadas replicações de determinadas experiências, a ANOVA também permite decompor a variação dos resíduos numa parte relacionada com o erro do modelo e outra parte relacionada com o erro de replicação. A magnitude numérica destas variâncias é comparada formalmente

através do teste de Fisher. O teste é geralmente utilizado para comparar variâncias e decidir se são ou não significativamente diferentes. Este método usa-se para verificar a significância do modelo de regressão e analisar o ajuste originado pelo modelo. Também é usado para comparar dois modelos diferentes. O caso mais corrente é verificar se existem melhorias no modelo, eliminando algumas variáveis independentes.

CAPITULO IV

4. ESTUDO DA TRANSFERÊNCIA METÁLICA

4.1. Introdução

No intento de estabelecer um procedimento para uma segunda parte experimental, ou seja, a soldagem utilizando um tipo específico de transferência metálica e verificar sua influência nas características metalúrgicas do material em estudo, foi feito o levantamento do mapa de transferência metálica tanto para o arame tubular (aramé experimental), como para o arame maciço (comercial). Nesse levantamento, a identificação de uma região capaz de gerar uma soldagem mais estável foi de suma importância, a fim de que, durante a fase experimental secundária o procedimento se mantivesse o mais constante possível.

A metodologia foi focada na escolha de um par de corrente e tensão adequado para a soldagem estabelecida no procedimento experimental, e que apresente um nível de estabilidade satisfatória, tanto em baixa energia, estando este em uma região de predominância do modo curto-circuito, quanto para energia mais elevada, estando esta posicionada em um campo de transferência goticular.

Nessa etapa, esquadrinhou-se apenas a identificação de um modo adequado de transferência metálica para a etapa consecutiva do estudo, sem a preocupação pormenorizada dos fenômenos que envolvem o processo de transferência. Assim utilizou-se de métodos visuais ("shadowgraphy"), citado por Vilarinho (2000) e estatísticos, citados por Farias (1993), no qual emprega os sinais dinâmicos de tensão e corrente de soldagem para fundamentar uma metodologia de identificação da estabilidade do processo.

4.2. Levantamento dos mapas de transferência

Foram realizadas duas baterias de ensaios para a realização do levantamento dos mapas de transferência metálica, empregando um tipo de consumível para cada bateria. Primeiramente para o arame maciço da classe AWS ER 309LSi, com baixos teores de carbono ("low carbon"), sequencialmente para o arame tubular experimental do tipo "metal

cored” da classe AWS EC 409. Para cada bateria foi realizada uma sequência de soldagem, todas utilizando o processo convencional (tensão constante), variando-se entre cada ensaio, a velocidade de alimentação do arame consumível e a tensão de referência. A taxa de deposição foi mantida constante através da relação entre a velocidade de soldagem e a velocidade de alimentação, sendo de 0,038 para a soldagem com o arame maciço e 0,050 para o arame tubular. Os ensaios para essa etapa foram estabelecidos na posição plana com a ausência de chanfro, com tocha posicionada a 90° em relação à chapa. A distância bico de contato peça (DBCP) foi mantida constante (18 mm). Para as soldagens realizadas foi utilizado o gás de proteção contendo Ar + 2% O₂ com uma vazão de 14 litros por minuto.

Cada um dos testes realizados foi observado separadamente, visando a identificação dos modos de transferência através da repetibilidade dos eventos. Foi gerada uma filmagem, com tempo de aproximadamente 1,4 segundos de observação a uma taxa de 2000 fps (“frames per second”). Dentro desse período de tempo foi possível identificar cada modo de transferência. Todas as filmagens foram realizadas em uma região central do cordão, ou seja, após o estabelecimento de uma possível situação de regime, evitando assim, qualquer instabilidade inicial da soldagem que pudesse deixar em dúvida a avaliação do tipo de transferência metálica.

Foi observada ainda a questão da interferência da poça de fusão na DBCP e consequentemente na transferência metálica, baseado em Scotti (2000), no qual salienta a variação do comprimento do arco com a velocidade de soldagem em função do posicionamento do arco em relação à poça de fusão, como mostra a Figura 4.1. Assim, estabeleceu-se um nível de velocidade de soldagem, associada ao par tensão e corrente (aqui caracterizada pela velocidade de alimentação do arame), evitando interferências na avaliação da estabilidade do tipo de transferência metálica.

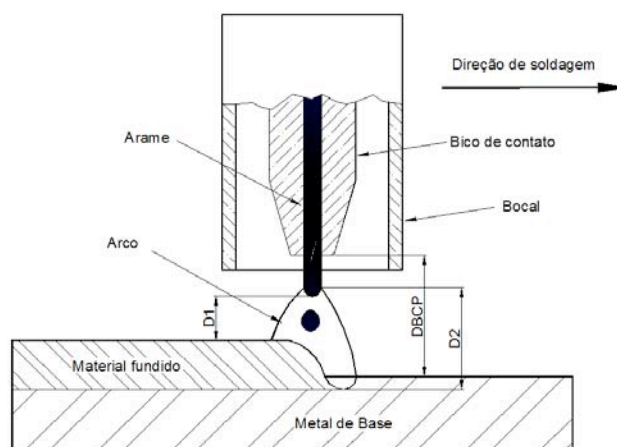


Figura 4.1 –Diferença entre o comprimento o arco e a DBCP (SCOTTI, 2000).

4.3. Levantamento de mapa para o arame maciço (ER 309LSi)

Os parâmetros de soldagem para cada ponto realizado encontram-se na Tabela 4.1. O intuito foi varrer o maior campo operação possível (par tensão e corrente de soldagem) para esse consumível, dentro da possibilidade de se manter o arco aceso. Nesta tabela é mostrada a variação dos modos de transferência com a mudança da tensão de referência (U_{ref}), velocidade de alimentação (V_a), velocidade de soldagem (V_s), tensão média (U_m), corrente média (I_m).

Para a avaliação dos modos de transferência foi analisado isoladamente cada filmagem, buscando os detalhes da transferência, levando em consideração para a definição de um determinado modo, a repetição de cada tipo de transferência durante a mesma filmagem. Para aceitação de modo simples tomou-se como referência a ausência de qualquer outro modo atuando concomitantemente. Para os modos mistos, utilizou-se como referência a forma de alternância entre os modos presentes dentro da filmagem avaliada. Nessa análise não foi pormenorizada as características de cada modo de transferência metálica. Como citado anteriormente, o intuito primordial desta análise está relacionada à definição das regiões principais de transferência metálica para os consumíveis a serem utilizados na análise experimental de soldabilidade da liga em estudo.

Durante as soldagens realizadas, nove (9) modos de transferência metálica foram identificados, sendo quatro (4) desses, modos simples, onde constatou-se apenas um tipo de transferência metálica atuando durante a filmagem deste modo. Foram eles: globular (GL), curto-circuito (CC), goticular (GT) e goticular com alongamento (GTE). Os demais modos observados são compostos desses modos simples, acontecendo concomitantemente durante uma mesma soldagem. Enumera-se então: curto-circuito/goticular (CC-GT), curto-circuito/repulsão (CC-RE), globular/goticular (GL-GT), goticular/goticular com alongamento (GT-GTE). No decorrer da avaliação notou-se uma certa distinção dentro da região denominada modo CC-GT. Em decorrência da variação dimensional das gotas geradas em uma região e outra, decidiu-se pela separação desta região em dois modos mistos, sendo eles CC-GT e CC-GT*, completando assim os nove modos observados para esse consumível na condição tensão constante e mistura gasosa comercial Ar + O₂. Esse novo modo (CC-GT*) diferencia-se principalmente pela dimensão das gotas geradas durante a transferência metálica, na região goticular se comparado ao modo CC-GT, inicialmente identificado.

Além da observação direta das características de transferência através da técnica de “shadowgraphy”, a definição se baseou ainda na frequência de alternância dos modos, ou seja, a repetição do fenômeno (variação de modos) durante uma mesma soldagem

(filmagem). Foi observada que em determinados pontos (par tensão-corrente), próximos a situações de transferência de um único modo, a tendência de predominância desse modo foi visível.

Tabela 4.1 – Resultado da soldagem com o arame maciço, AWS ER309LSi.

Testes	U ref (V)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Um (V)	Im (A)	Modos
M 05	18	2,5	9,5	17,6	65	CC
M 01	18	6,5	24,7	17,3	130	CC
M 02	18	3,5	13,3	17,5	91	CC
M 03	18	4,5	17,1	17,4	106	CC
M 04	18	5,5	20,9	17,3	115	CC
M 07	20	5,5	20,9	19,5	133	CC
M 08	20	7,5	28,5	19,3	152	CC
M 06	20	3,5	13,3	19,6	94	CC
M 09	22	5,5	20,9	21,4	131	CC
M 10	22	3,5	13,3	21,5	96	CC
M 16	26	11,5	43,7	25,4	204	CC-GT
M 23	26	8,5	32,3	25,5	173	CC-GT
M 17	26	9,5	36,1	25,5	185	CC-GT
M 18	26	10,5	39,9	25,4	192	CC-GT
M 19	28	10,5	39,9	27,6	209	CC-GT
M 21	22	7,5	28,5	21,3	160	CC-GT*
M 22	24	5,5	20,9	23,7	134	CC-GT*
M 11	24	6,5	24,7	23,7	148	CC-GT*
M 12	24	4,5	17,1	23,7	118	CC-GT*
M 13	24	7,5	28,5	23,3	161	CC-GT*
M 24	24	10,5	39,9	23,5	190	CC-RE
M 15	24	8,5	32,3	23,6	170	CC-RE
M 26	24	3,5	13,3	23,7	99	GL
M 27	26	4,5	17,1	25,5	123	GL
M 28	26	5,5	20,9	25,5	143	GL
M 33	28	5,5	20,9	27,5	151	GL-GT
M 32	28	4,5	17,1	27,5	130	GL-GT
M 30	30	3,5	13,3	29,4	121	GL-GT
M 25	26	7,5	28,5	25,6	167	GT
M 29	28	9,5	36,1	27,5	209	GT
M 31	28	7,5	28,5	27,5	179	GT
M 39	30	5,5	20,9	29,5	164	GT
M 40	30	7,5	28,5	29,5	200	GT
M 36	32	7,5	28,5	31,4	209	GT
M 34	30	12,5	47,5	29,6	242	GTE
M 37	30	10,5	39,9	29,5	226	GTE
M 38	32	9,5	36,1	31,5	229	GTE
M 35	32	11,5	43,7	31,5	253	GTE
M 20	28	11,5	43,7	27,6	220	GTE-GT
M 14	30	9,5	36,1	29,6	216	GTE-GT

Possivelmente esse fato esteja correlacionado com a corrente de transição como menciona Scotti (2000). Isso vem a confirmar o fato de que a corrente de transição não está ligada a um nível específico de corrente, mas uma faixa, e acredita-se aqui que essa faixa conta com a presença de dois ou mais modos atuantes simultaneamente (“mixed modes”).

4.3.1. Mapa de transferência para o arame da classe AWS ER309LSi

Baseado na Tabela 4.1 estabeleceu-se o mapa de transferência metálica para esse consumível (Figura 4.2), utilizando-se como referências a tensão e a corrente de soldagem.

A observação do mapa possibilita a visualização da evolução dos modos de transferência pela variação do valor de tensão (tensão de referência) e corrente de soldagem. Nesse mapa existe um zoneamento, distinguindo-se quatro regiões. Cada uma dessas regiões delimita a atuação de um tipo de transferência, denominada modo simples. Assim enumera-se a região 1 onde o modo de transferência metálica prevalente é o modo Globular. Na Região 2 prevalece o modo curto-circuito. Na região 3, o modo Goticular e na região 4 o modo Goticular com Elongamento.

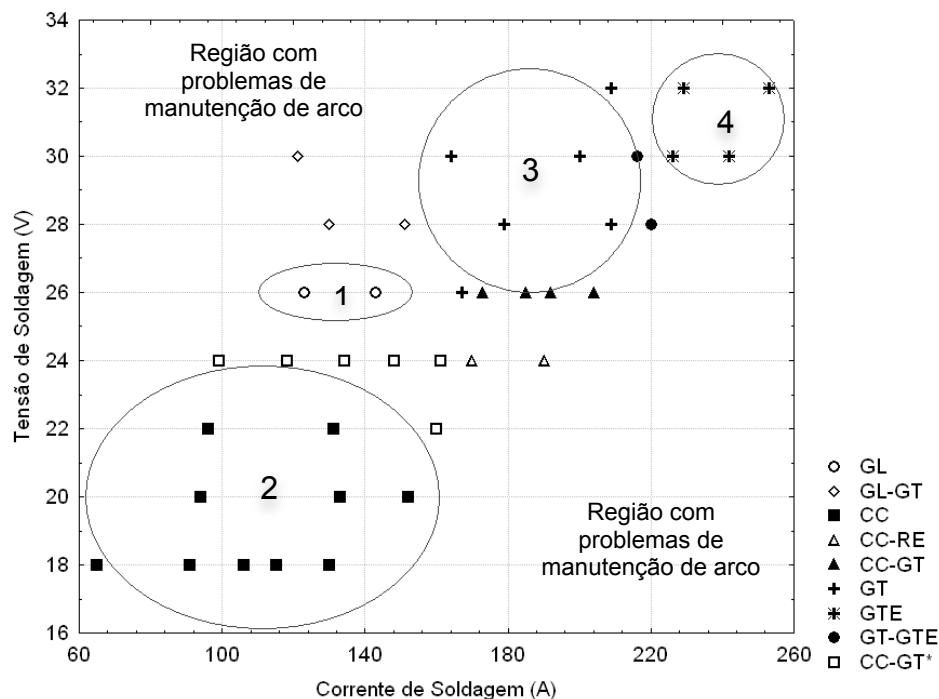


Figura 4.2 – Mapa de transferência para o arame ER309LSi Ø 1 mm (U x Va) para a DBCP de 18 mm e Ar + 2% O₂.

Nesse mesmo mapa é possível ver duas regiões de não incidência de modos de transferência metálica. Essas duas regiões se caracterizaram por não se conseguirem manter o

processo contínuo de arco aceso, havendo interrupções durante a soldagem, em função de instabilidades, geralmente pela grande velocidade de alimentação do arame (região inferior) ou mesmo não mantendo o arco voltaico (região superior), certamente em virtude do alto valor de comprimento deste. Ainda pela Figura 4.2, tem-se a predominância de dois modos em particular, em função da abrangência de suas regiões – modo CC (■) e modo GT (+). Através dessa abrangência no mapa observado é possível supor que sejam os dois modos de maior estabilidade. Através de uma análise mais detalhada desse mapa é notado que as linhas demarcadoras dessas quatro regiões, citadas anteriormente, são delineadas por modos mistos de transferência metálica, que por sua vez se apresentam em regiões periféricas aos modos simples (CC, GL, GT e GTE), atuando como que fronteiras entre modos de transferência metálica, verificando o que mostra o trabalho de Scotti (2000) e Figueiredo (2000).

4.3.2. Avaliação dos modos de transferência para o arame AWS ER 309LSi

Transferência Globular - GL (Figura 4.3) – Verifica-se, observando a Tabela 4.1, que esse modo de transferência só ocorreu para um nível de tensão intermediária dos valores utilizados para a realização dos experimentos (26 V), muito embora se possa observar sua incidência em outros pontos de tensão mais baixa agregada a outros modos (modos mistos). Verifica-se também uma faixa de corrente muito tênue, entre 120 A e 140 A, em que esse modo atua. É possível que os modos de transferência metálica simples atuem em faixas de tensão e corrente pequenas (sítios), havendo em sua grande maioria uma composição de modos, já que as fronteiras de cada modo não são bem definidas, havendo para tanto, uma faixa de transição.

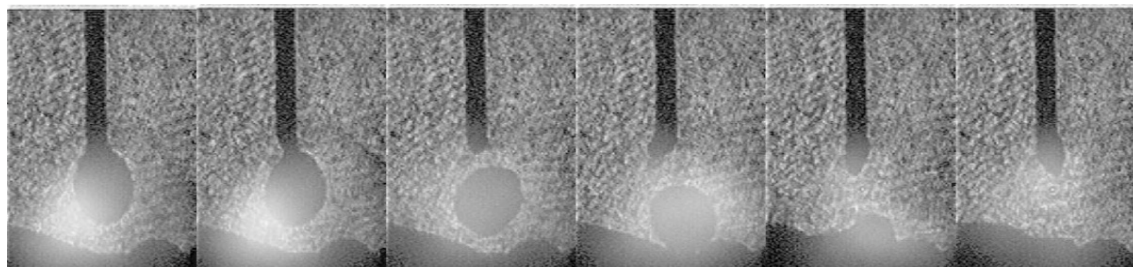


Figura 4.3 – Transferência globular para o arame maciço.

Transferência Curto-circuito – CC (Figura 4.4) – este modo simples foi observado para tensões de 18 V a 24 V (Tabela 4.1). Os níveis de corrente variaram de 90 A a 150 A. Observaram-se dois pontos distintos nesse modo em relação à transferência, pois em alguns

casos, similar ao observado em Figueiredo (2000), onde a tensão aproxima-se da observada no modo globular, acontece um crescimento da gota, mas esta se transfere por tensão superficial devido ao contato desta com a poça de fusão.

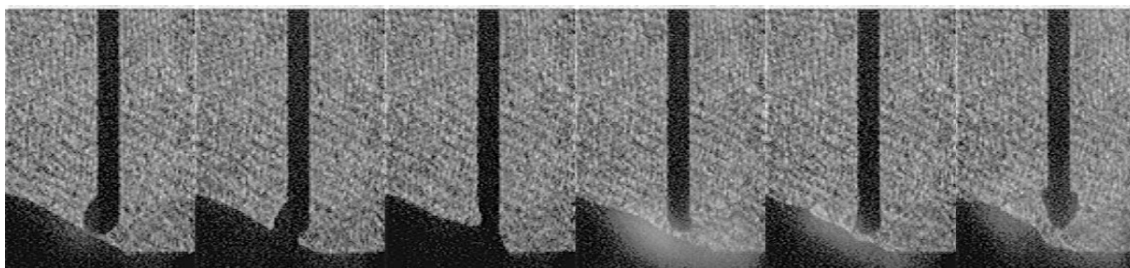


Figura 4.4 – Transferência por curto-circuito para o arame maciço.

Transferência Goticular – GT (Figura 4.5) – Verifica-se que os níveis de tensão em que este modo foi observado estão na faixa de 26 a 32 volts (Tabela 4.1). Seu campo de atuação apresenta-se mais extenso que os modos citados anteriormente. A faixa de corrente em que esse modo simples atuou foi entre 160 A e 210 A. Observou-se ainda uma maior frequência na transferência, o que já era esperado em função do maior aquecimento pelo maior nível de corrente, minimizando assim o tamanho da gota gerada.

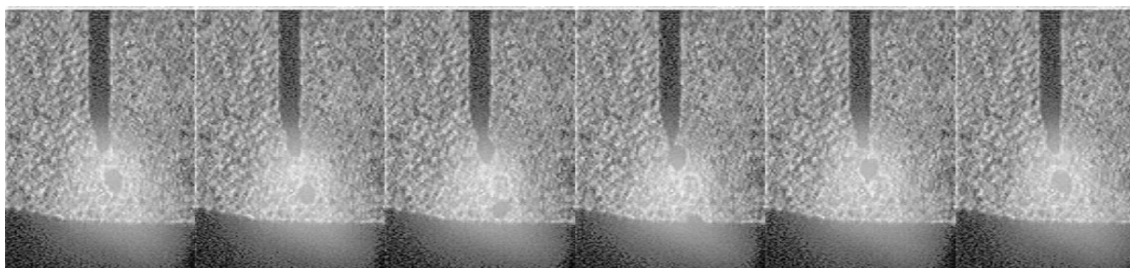


Figura 4.5 – Transferência Goticular para o arame maciço.

Transferência Goticular com alongamento (GTE) – Observando a Tabela 4.1 verificar-se-á que este modo de transferência ocorre a níveis de corrente e tensão bastante elevados, geralmente para valores acima de 200 A e 30 V. O nível de corrente mais elevado, se comparado com o modo de transferência goticular, proporciona a maior fluidez do metal fundido, gerando assim o alongamento (pivotamento) na extremidade livre do arame eletrodo. Em algumas situações, é possível que essa maior fluidez proporcione a geração de alguns curtos-circuitos de baixo tempo de ocorrência, pois o comprimento do pivotamento tende a se tornar maior com o aumento da fluidez do metal na extremidade do arame livre, como pode ser observado na Figura 4.6.

Diversos modos de transferência metálica foram observados, atuando alternadamente durante uma mesma soldagem. Possivelmente tais variações sejam resultado de uma zona de transição entre os modos simples observados anteriormente. Seria algo em torno de uma fronteira entre um modo e outro. Maiores informações sobre esses modos simples podem ser observados nos trabalhos de Figueiredo (2000), Scotti (2000) e Vilarinho (2000).

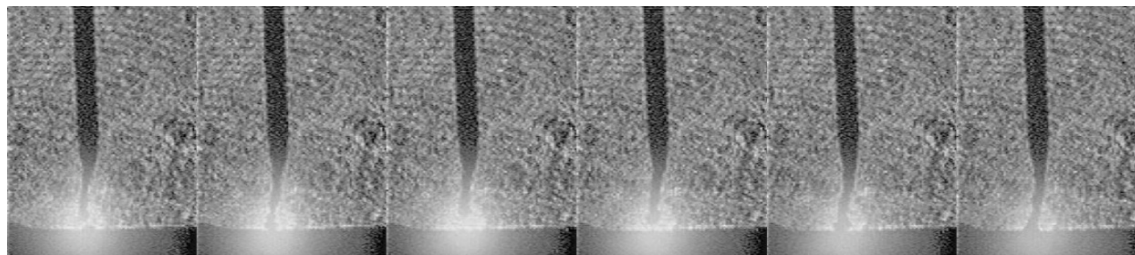


Figura 4.6 – Transferência gótica com alongamento para o arame maciço.

Nos detalhes abaixo se ressaltam as características dos modos mistos observados durante a realização dos ensaios, citados na Tabela 4.1. Para esse consumível foram notados 5 (cinco) modos mistos distintos. Essa caracterização se procedeu pela observação da incidência concomitante de dois ou mais modos puros, onde tais modos alternaram-se durante a mesma soldagem.

Transferência Globular/Gótica (GL-GT) – nesse modo de transferência acontece a formação de uma gota de diâmetro superior ao do arame eletrodo e após sua transferência ocorre a formação de gotas menores (Figura 4.7). É possível que tal fenômeno esteja relacionado à variação do efeito Joule. O ciclo tende a se manter, ou seja, ocorreria a formação de uma gota de maior diâmetro e, consecutivo à sua transferência, a formação de gotas mais finas até um ponto no qual o comprimento do arco aumente o suficiente para que a corrente diminua e a taxa de fusão se minimize e o ciclo recomece.

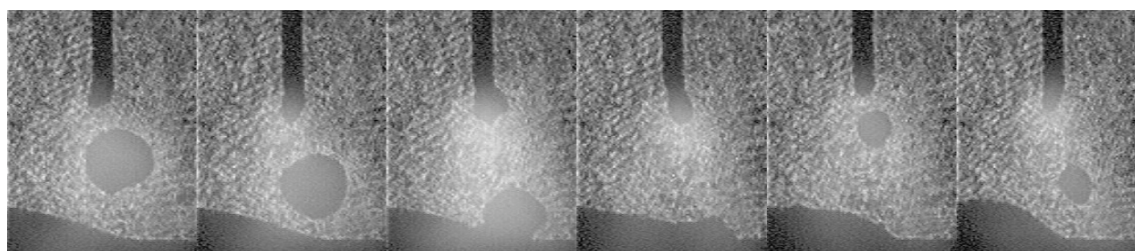


Figura 4.7 – Transferência mista Globular/Gótica para o arame maciço

Transferência Curto-circuito/Goticular (CC-GT) – pela Figura 4.8 se observa a transferência de uma gota em vôo livre e logo em seguida a atuação do curto-circuito. Segundo a Tabela 4.1, o valor de tensão para esse modo de transferência é baixo o que por sua vez apresenta baixo comprimento do arco, possibilitando a incidência de curtos-circuitos. Aliado a isso se tem o maior valor dos níveis de corrente proporcionando uma maior fluidez do metal fundido na extremidade do eletrodo, gerando gotas mais finas. Este modo de transferência seria basicamente o limiar dos dois modos atuantes (curto-circuito e goticular).

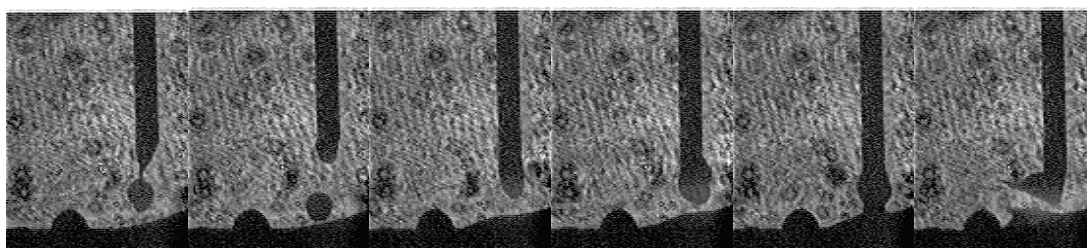


Figura 4.8 – Transferência Goticular/Curto-circuito para o arame maciço.

Transferência Curto-circuito/Repulsão (CC-RE) – observa-se nesse modo de transferência a incidência de curtos-circuitos e, aleatoriamente, acontecem repulsões, como se pode verificar na Figura 4.9. Verificando a Tabela 4.1, nota-se que apenas em uma pequena faixa de corrente e tensão esse fenômeno ocorre. Como mencionado por Kim e Eagar (1993) e Stenbacka & Persson (1989), esse modo de repulsão, seria resultante da ação das forças que agem em sentido contrário à força da gravidade. Teríamos nesse ponto um desequilíbrio dessas forças.

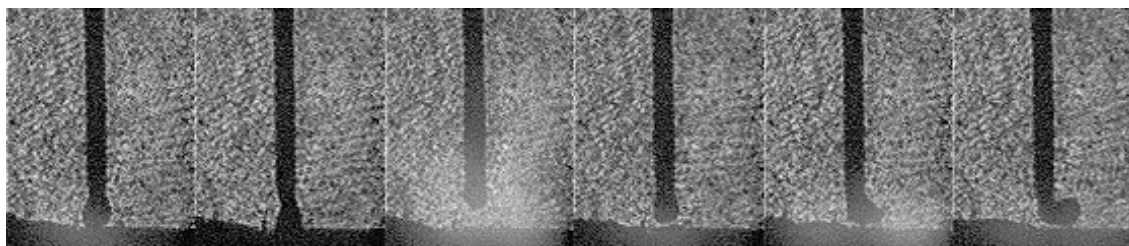


Figura 4.9 – Transferência mista Curto-circuito/Repulsão

Transferência Goticular/Goticular com alongamento (GT-GTE) – observou-se a incidência de gotas menores que o diâmetro do arame, sem contudo, gerar o pivotamento. No início da sequência da Figura 4.10 é possível observar essa transferência. Em seguida se verifica a formação de um alongamento, o que proporciona uma transferência de gotículas quase que rente à poça de fusão. Esse fenômeno tende a se alternar continuamente durante

toda a soldagem. Pela Tabela 4.1, observa-se que os valores de corrente estão em um intervalo entre os modos simples goticular e goticular com alongamento.

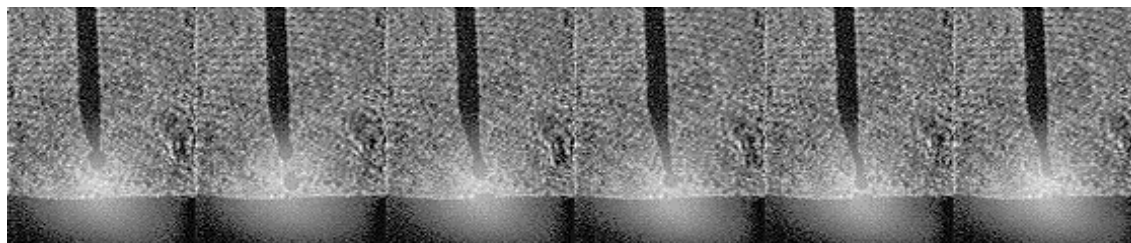


Figura 4.10 – Transferência mista Goticular/Goticular com alongamento para o arame maciço

Transferência Curto-circuito/Goticular* (CC-GT*) – Diferente do que foi observado anteriormente, neste caso em particular, as gotas geradas após o curto-circuito se apresentam muito finas, o que caracteriza este como um modo de transferência mista. Salienta-se ainda que, segundo o mapa de transferência (Figura 4.2), tal modo se situa em uma faixa entre globular e curto-circuito. No entanto, possivelmente, devido a diminuição da tensão e aumento da corrente, momentaneamente, em função da característica da fonte, ocorreria um pequeno aumento da taxa de fusão, promovendo essa transferência de gotas finas (Figura 4.11). O comprimento de arame é restabelecido em função da dinâmica de alimentação do arame eletrodo e o crescimento de uma gota maior se reinicia. Em função das características observadas na Figura 4.11, pode-se supor que tal modo atua como uma fronteira entre esses modos bem como os demais modos mistos citados anteriormente. Essa suposição é reforçada quando se observa o mapa de transferência, verificando as linhas limítrofes das regiões definidas anteriormente (Regiões 01, 02, 03 e 04).

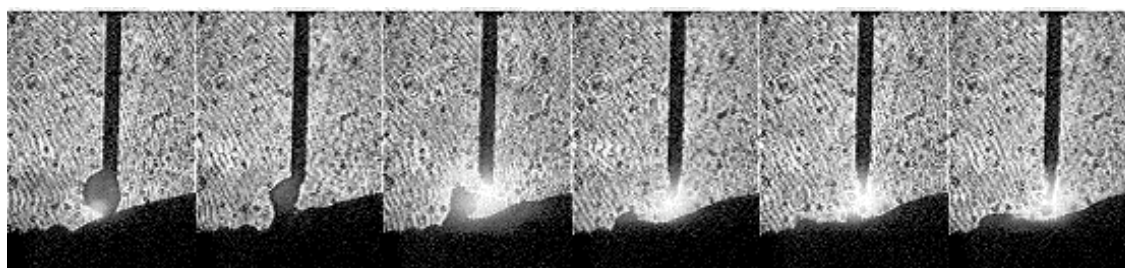


Figura 4.11 – Transferência metálica Globular/Curto-circuito/Goticular*

4.3.3. Avaliação dos sinais dinâmicos para o arame AWS ER 309LSi

Em função do que foi estabelecido no início do capítulo, existe a necessidade de se indicar um par tensão-corrente, para a condição em que se pretende atuar no estudo das

características de soldabilidade do aço experimental. Para tanto é necessário que tais pares de tensão-corrente estejam dentro de um patamar considerado estável. Para tanto foi mantido o procedimento apresentado por Farias (1993).

Segundo Farias (1993) e Mota (1998), considerando os valores instantâneos de corrente e de tensão durante a soldagem, a avaliação da estabilidade do arco, que considera a transferência da gota durante o curto-circuito, torna-se simplificada, quando esta é baseada na facilidade e na regularidade da transferência metálica e da transferência de carga elétrica. Assim utiliza-se de parâmetros tais como tempo de curto-circuito e o período de curto-circuito (t_{cc} e T_{cc} , respectivamente) para fundamentar um modo de mensurar a estabilidade de um arco de soldagem. Através da relação dessas grandezas e seus desvios padrões, é possível manter uma correlação destas com a estabilidade do processo, quando se tem processo em que o tipo de transferência metálica predominante é curto-circuito.

No entanto, se a transferência de metal não for por curto-circuito, Farias (1993) recomenda a avaliação da estabilidade apenas pelo transporte de carga elétrica. Neste caso, este pesquisador sugere o valor médio da tensão, U , para avaliar a facilidade de transferência de carga e o inverso do seu desvio padrão relativo, $U/\sigma U$ para avaliar a sua regularidade.

Para essa análise foram observadas duas regiões: os modos onde ocorrem curtos-circuitos e os modos sem curtos-circuitos. A avaliação de cada uma dessas classes foi tratada separadamente, em função das particularidades dos modos onde ocorrem curtos-circuitos e os modos por vôo livre.

Visto que a estabilidade do processo pode estar relacionada à repetibilidade de um determinado fenômeno, ou seja, no caso do processo onde a predominância é curto-circuito, a regularidade desses curtos-circuitos promoveria a estabilidade desse processo. Logo, quanto menor for o desvio padrão dos valores do tempo de curto-circuito e do período de curto-circuito (t_{cc} e T_{cc} respectivamente), mais robusto será o processo.

Nas Tabelas 4.2 e 4.3 são mostrados os valores dos índices relacionados a estabilidade do arco, obtidos durante a soldagem para a realização do mapa de transferência metálica para o arame maciço utilizado.

Nessa tabela estão dispostos os modos observados no levantamento do mapa e os respectivos índices para cada modo observado. Esses índices relacionam-se aos valores de tempo de curto-circuito, período de curto-circuito, tensão e corrente de soldagem.

Tabela 4.2 – Parâmetros de estabilidade para os modos que apresentam curto-circuito

Modo		$T_{cc} / \sigma T_{cc}$	$t_{cc} / \sigma t_{cc}$
CC	1	3,18	5,32
CC-RE	2	1,41	1,34
CC-GT*	3	1,60	1,79
CC-GT	4	0,90	1,20

Tabela 4.3 – Parâmetros de estabilidade para os modos que não apresentaram curto-circuito

Modo		$U / \sigma U$	$I / \sigma I$
GL	5	46,51	9,64
GTE-GT	6	50,67	42,09
GL-GT	7	51,00	7,33
GTE	8	74,57	67,97
GT	9	96,34	60,78

A Figura 4.12 retrata os resultados da Tabela 4.2. O modo com curto-circuito simples apresenta um nível de estabilidade superior aos demais modos, o que mostra que existem “sítios” de estabilidade (modos simples) no espectro de transferência (mapa) de um determinado consumível. Pelo que se observa, os demais modos mistos onde se presencia a atuação do curto-circuito, apresentam-se em um mesmo patamar de estabilidade se comparado ao modo curto-circuito puro.

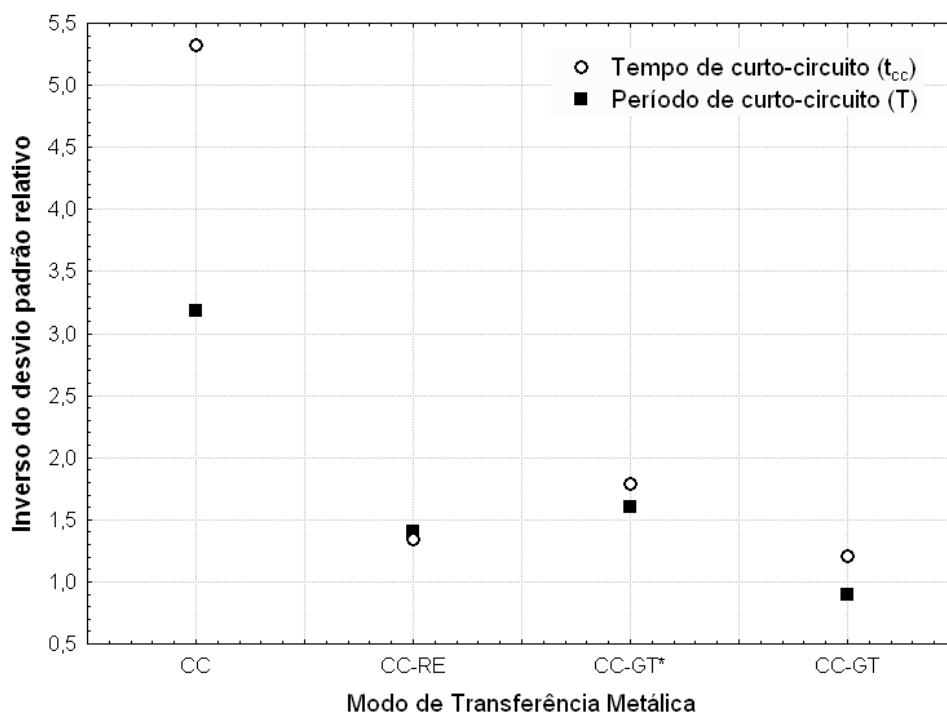


Figura 4.12 – Relação entre os modos de transferência metálica e o inverso do desvio padrão relativo para o tempo de curto-circuito e período de curto-circuito.

O período de ocorrência do evento se mostra mais regular para o modo puro. Lembra-se que ambos os índices apresentados ($T_{cc}/\sigma T_{cc}$ e $t_{cc}/\sigma t_{cc}$) representam a variabilidade das grandezas, ou seja, quanto menor este valor maior a variabilidade da grandeza analisada. Assim, nos modos observados, o modo curto-circuito manteve uma maior regularidade tanto no tempo do curto-circuito, como no período em que este acontece.

Com relação aos modos de transferência que não apresentam curtos-circuitos a avaliação foi realizada em função do inverso do desvio padrão relativo da tensão ($U/\sigma U$). Através da mensuração desse índice para os modos observados, é notada a grande diferença entre o modo de transferência metálica goticular - GT e os demais modos de transferência metálica (Figura 4.13).

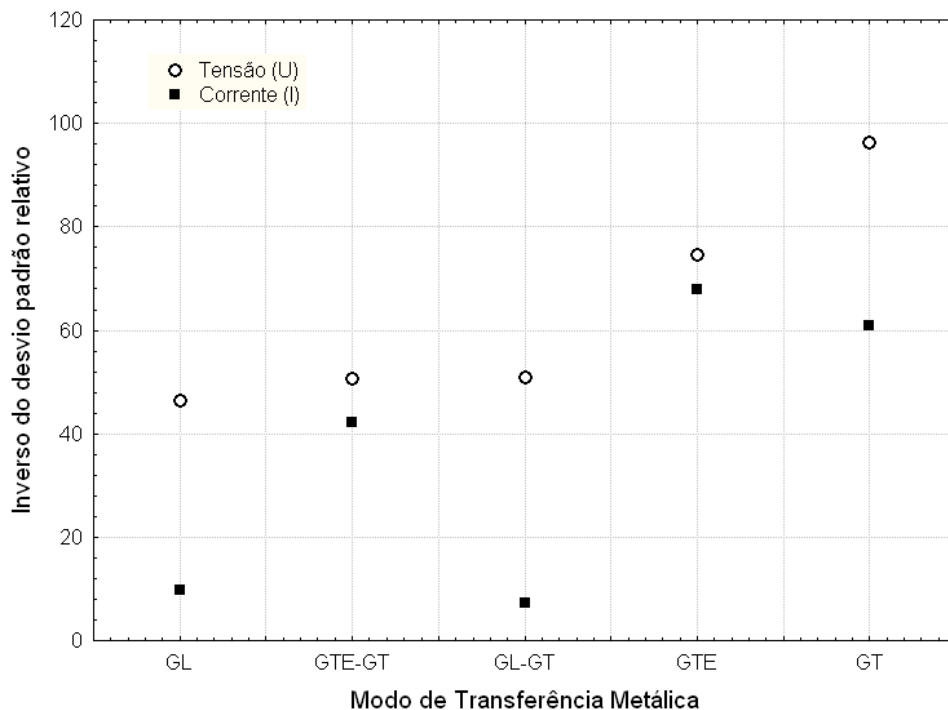


Figura 4.13 – Relação entre o modo de transferência metálica e o inverso do desvio padrão relativo para a tensão e corrente de soldagem.

Tal variação pode estar relacionada com a dinâmica de fusão do processo. Como as soldagens foram realizadas no modo tensão constante, onde, segundo Norrish (1992), com pequenas variações da tensão podem gerar maiores variações de corrente para uma compensação da taxa de fusão do arame, haja vista a alimentação ser contínua. Nessa figura, a diferença entre os processos GTE e GT se apresenta bem pequeno se comparado com os demais modos apresentados. Os mesmos estão dentro do mesmo patamar, o que os coloca realmente como os processos de maior estabilidade, já que tanto o inverso do desvio padrão

relativo da tensão quanto da corrente apresentaram-se em níveis mais elevados que os demais modos.

Tomando como referência o que recomenda Farias (1993), toma-se o valor de $U/\sigma U$ como padrão, mostrando dessa forma a superior estabilidade do modo de transferência metálica GT.

4.4. Soldagem com o arame tubular AWS EC 409

O mesmo levantamento realizado para o arame AWS ER 309LSi foi aplicado para o arame experimental da classe AWS EC 409, avaliando os diversos modos de transferência atuantes para esse consumível. Diferente do que se observou na soldagem com arame maciço, na soldagem com o arame tubular comercial foram observados 11 modos distintos de transferência, como pode ser verificado pela Tabela 4.4, sendo quatro modos simples e sete modos mistos.

Assim foram verificados os seguintes modos simples: globular (GL), curto-circuito (CC), goticular (GT) e goticular com alongamento (GTE). Para os modos mistos de transferência verificaram-se os seguintes modos: curto-circuito/goticular/repulsão (CC-GT-RE); curto-circuito/repulsão (CC-RE); curto-circuito/goticular (CC-GT); globular/curto-circuito/goticular (GL-CC-GT); globular/curto-circuito (GL-CC); goticular/goticular com alongamento (GT-GTE); globular/goticular (GL-GT).

Através desta tabela ainda é possível constatar a incidência de modos em que atuam a repulsão. Nota-se que os modos de transferência metálica com incidência de repulsão estão posicionados dentro de uma maior faixa de tensão e corrente se comparada à observada na Tabela 4.1 e Figura 4.2. Na soldagem com o arame maciço (AWS ER 309LSi) a faixa de ocorrência para este fenômeno posiciona-se na ordem de 24V e 180A.

Para a soldagem com o arame tubular, esta faixa se estende de 18V a 24V com uma gama de corrente que vai de 100A a 250A. Tal efeito poderá estar ligado ao fluxo interno do arame, o qual pode modificar as características tanto do arco, como do metal fundido (BOUNÉ, BONNET; LIU 2001). No entanto, apenas com uma análise mais aprofundada, fazendo uma filmagem sincronizada nessa região, seria possível constatar com severidade esse efeito, o que foge ao escopo do trabalho.

Tabela 4.4 – Resultado da soldagem com o arame tubular experimental, AWS EC 409.

Teste	U ref (V)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Um (V)	Im (A)	Modos
T 01	18	2,5	12,5	17,74	94,6	CC
T 20	18	3,5	17,5	18,39	127,0	CC
T 17	24	6,5	32,5	22,39	206,0	CC-GT
T 23	24	8,5	42,5	24,35	243,0	CC-GT
T 25	24	10,5	52,5	24,45	275,0	CC-GT
T 18	26	10,5	52,5	26,37	291,0	CC-GT
T 19	22	4,5	22,5	22,25	163,0	CC-GT-RE
T 16	22	6,5	32,5	22,33	211,0	CC-GT-RE
T 02	18	4,5	22,5	18,55	153,0	CC-RE
T 21	18	6,5	32,5	18,74	201,0	CC-RE
T 22	18	8,5	42,5	18,92	240,0	CC-RE
T 24	20	4,5	22,5	20,41	160,0	CC-RE
T 26	20	6,5	32,5	20,65	203,0	CC-RE
T 27	20	8,5	42,5	20,8	234,0	CC-RE
T 28	22	8,5	42,5	22,59	240,0	CC-RE
T 09	22	1,5	7,5	22,03	58,3	GL
T 12	22	2,5	12,5	22,11	102,0	GL
T 07	18	1,5	7,5	18,08	56,0	GL-CC
T 29	20	1,5	7,5	20,07	57,6	GL-CC
T 31	20	2,5	12,5	20,19	99,0	GL-CC
T 34	20	3,5	17,5	20,25	132,0	GL-CC-GT
T 38	22	3,5	17,5	22,15	136,0	GL-CC-GT
T 10	24	2,5	12,5	24,15	101,7	GL-GT
T 13	24	3,5	17,5	24,16	140,9	GL-GT
T 03	26	2,5	12,5	26,16	104,8	GL-GT
T 32	26	3,5	17,5	26,22	143,9	GL-GT
T 36	28	3,5	17,5	28,22	146,8	GL-GT
T 39	30	3,5	17,5	30,19	151,7	GL-GT
T 41	24	4,5	22,5	24,19	166,3	GT
T 11	24	5,5	27,5	24,22	186,5	GT
T 14	26	4,5	22,5	26,18	172,4	GT
T 15	26	6,5	32,5	26,35	215,7	GT
T 04	26	8,5	42,5	26,32	249,0	GT
T 33	28	4,5	22,5	28,23	178,8	GT
T 37	28	5,5	27,5	28,36	205,0	GT
T 40	28	6,5	32,5	28,38	228,1	GT
T 47	28	8,5	42,5	28,32	260,8	GT
T 05	30	4,5	22,5	30,36	188,3	GT
T 06	30	6,4	32,0	30,41	235,1	GT
T 44	30	8,5	42,5	30,41	267,8	GT
T 46	32	6,5	32,5	32,36	247,5	GT
T 48	30	12,5	62,5	30,49	320,1	GTE
T 42	32	12,5	62,5	32,44	335,6	GTE
T 43	28	10,5	52,5	28,38	288,8	GT-GTE
T 45	28	12,5	62,5	28,48	313,1	GT-GTE
T 30	30	10,5	52,5	30,47	300,7	GT-GTE
T 35	32	8,5	42,5	32,46	284,0	GT-GTE
T 08	32	10,5	52,5	32,49	306,2	GT-GTE

Foi observada também, durante a filmagem, uma maior atividade da gota em formação para o arame tubular. Possivelmente pela geração de outros componentes que interagem no sistema (vapores e escória, mesmo que tênue). Talvez essa maior atividade induza outras componentes de forças a interagirem no sistema de transferência metálica, dificultando a geração de gotas maiores, como ocorre na soldagem com o arame maciço.

Através da Tabela 4.4 ainda é possível perceber que ocorrem modos em que se alternam não apenas dois modos simples (modo misto), mas a incidência de três modos distintos em uma mesma soldagem, mostrando assim uma interface entre os modos puros observados.

Como mostrado anteriormente no mapeamento para o arame AWS ER 309LSi, observa-se que os modos simples estariam sitiados em uma região de modos mistos, alternando-se entre si. No caso da soldagem com o arame tubular experimental AWS EC409, alguns modos estão mais isolados (Figura 4.14), que os observados na Figura 4.2. Possivelmente a interação do fluxo com o sistema de fusão e transferência metálica possibilite essas mudanças, assim como cita Bouné, Bonnet e Liu (2001).

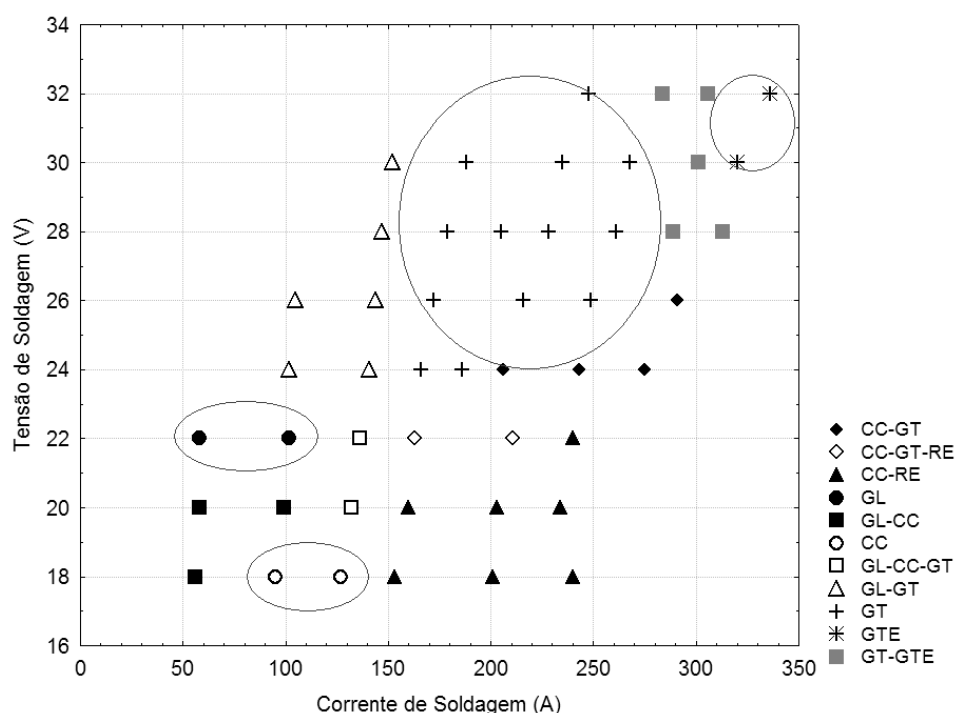


Figura 4.14 – Mapa de transferência para o arame tubular, destacando a tensão e a corrente de soldagem.

4.4.1. *Mapa de transferência para o arame tubular experimental AWS EC409*

O mesmo procedimento anterior foi realizado, no qual se dividiu o mapa em regiões, cuja predominância de um modo puro atuava. Essa divisão, como no mapa anterior, foi estabelecida em quatro regiões (Figura 4.14).

Fazendo uma avaliação nos dois mapas, observa-se que os modos CC e GTE tiveram mudanças significativas de um consumível para outro. Para a soldagem com o arame tubular, ocorreu uma diminuição da área de atuação (campo $U \times I$). Essa diminuição para o modo CC foi compensada pela presença marcante do modo misto CC-RE. O modo GTE deu mais espaço ao modo misto GT-GTE.

4.4.2. *Avaliação dos modos de transferência para o arame tubular*

Foi observada certa semelhança entre os modos simples para esse consumível e os observados na soldagem com o arame maciço. Este apresenta características semelhantes à soldagem com um consumível maciço em relação à axialidade da transferência, diferentemente do que acontece com o arame autoprotetido (BONISZEWSKY, 1992; MOTA, 1998) e os consumíveis da classe AWS E70T1 (BOUNÉ; BONNET; LIU, 2001). Como essa classe de arame tubular se difere em parte dos arames tubulares convencionais, é de se esperar que o arame (“metal cored”) tenha características semelhantes ao arame maciço, pelo menos no que diz respeito a axialidade da transferência, visto que a relação fluxo/metálico é bem diferenciada do que acontece com os arames tubulares convencionais, uma vez que este consta basicamente de elementos desoxidantes e pós metálicos (MUNZ, 1998).

Em uma representatividade dos modos distintos, observados na soldagem desse consumível, as Figuras 4.15 e 4.16 retratam os modos curto-circuito/goticular/repulsão e curto-circuito/repulsão. Em ambos os modos nota-se a repulsão como fator mais proeminente. Possivelmente esse fenômeno seja mais incisivo nesse consumível pelas características de fusão do mesmo, haja vista a inserção de outros fatores no sistema, como é o caso do fluxo interno ao mesmo.

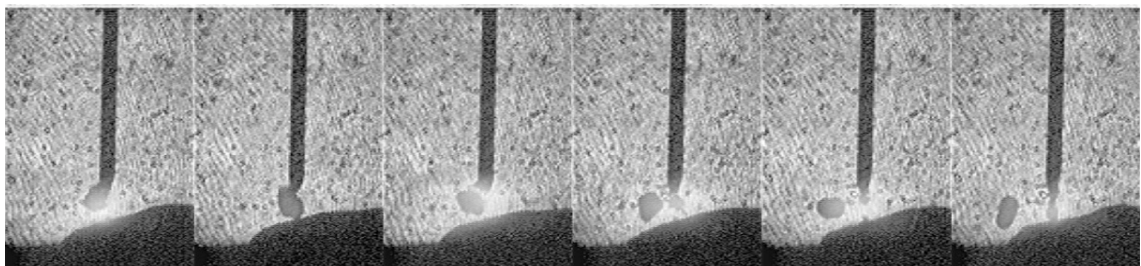


Figura 4.15 – Transferência metálica por curto-circuito/goticular/repulsão

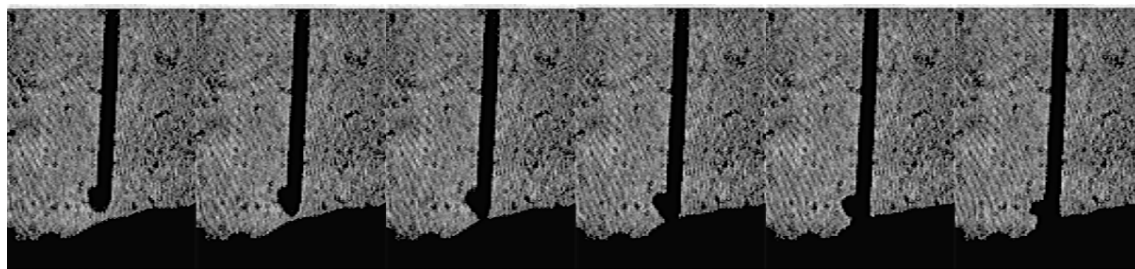


Figura 4.16 – Transferência metálica por curto-circuito/repulsão.

4.4.3. Avaliação dos sinais dinâmicos para o arame experimental AWS EC 409

As Tabelas 4.5 e 4.6 retratam os resultados da avaliação dos sinais dinâmicos para os modos de transferência observados para a soldagem com o arame tubular experimental da classe AWS EC 409. Como na análise anterior para o arame maciço AWS ER 309LSi, dividiu-se a avaliação em duas modalidades: uma utilizando os modos que observou-se a incidência de curto-circuito e outra com os modos com vôo livre.

Tabela 4.5 – Parâmetros de estabilidade para os modos que apresentam curto-circuito para soldagem com o arame tubular experimental AWS EC 409.

Modo		$T_{cc} / \sigma T_{cc}$	$t_{cc} / \sigma t_{cc}$
CC	1	1,63	1,65
CC-GL	2	1,60	1,62
CC-GL-GT	3	1,52	1,22
CC-GT	4	1,21	1,22
CC-GT-RE	5	1,35	1,07
CC-RE	6	1,53	1,27

A Tabela 4.5 mostra os dados para os modos com incidência de curto-circuito. Através dessa tabela nota-se a diferença entre os valores adquiridos do inverso do desvio padrão relativo, tanto do período de curto-circuito como do tempo de curto-circuito. Similarmente ao que foi observado na soldagem com o arame maciço, dentre os modos em que atuam o modo curto-circuito existem os que apresentam uma maior regularidade do curto-circuito, tanto no tempo deste, quanto no período. Ressalta-se que os resultados apresentados, sendo médias, apresentam, dentre às amostras observadas, pontos de maior estabilidade. Dentro dos modos aqui apresentados, que neste caso atuam como uma região, existe a possibilidade de escolha de pontos dentro desta região com melhores características de estabilidade.

A Tabela 4.6 mostra os valores dos índices utilizados para a avaliação da estabilidade do arco para os modos de transferência por vôo livre. Nesse caso, utilizou-se,

como na avaliação do arame maciço, o inverso do desvio padrão relativo da tensão e da corrente.

Nessa tabela verifica-se que o modo de transferência que apresentou melhor desempenho foi o modo GT, assim como observado na soldagem com o arame maciço. Nesse tipo de transferência, a tensão de soldagem tende a manter uma menor variação, o que por sua vez tende a manter a transferência mais estável. O tamanho da gota gerada na extremidade livre do arame contribui para que isso aconteça.

Tabela 4.6 – Parâmetros de estabilidade para os modos que não apresentam curto-circuito para soldagem com o arame tubular experimental AWS EC 409.

Modo		$U/\sigma U$	$I/\sigma I$
GL	7	29,16	3,11
GL-GT	8	54,15	9,39
GT	9	75,85	40,82
GTE	10	74,95	51,71
GT-GTE	11	52,97	39,11

As Figuras 4.17 e 4.18 retratam o que se mostra nas Tabelas 4.5 e 4.6. Na Figura 4.17 mostra-se a variação dos índices de estabilidade para os modos com a atuação do curto-circuito para as soldagens realizadas com o arame tubular experimental AWS EC 409. Nessa figura nota-se a diferença dos modos CC-GL e CC entre os demais modos que apresentam curto-circuito. Esses modos apresentam-se bem próximos no que se refere aos índices medidos. Isso pode ser resultado da proximidade de regiões.

Os índices apresentados nas Tabelas 4.5 e 4.6 representam os valores médios das diversas soldagens utilizadas para construção dos mapas aprestados anteriormente, havendo portanto uma gradação entre um ponto e outro. Como os modos mistos apresentam-se como que transições entre os modos puros, possivelmente alguns dos modos mistos estarão em pontos de estabilidade bem próximos ao ponto de estabilidade do modo puro, como acontece com os dois modos observados (CC-GL e CC).

Na Figura 4.18 são retratados os valores apresentados na Tabela 4.6. Nesse caso há a proximidade entre dois modos, no caso aqui observado em dois modos puros (GT e GTE), mas o modo GT apresentando ainda uma leve diferença. No entanto, tomando mais uma vez o trabalho de Farias (1993) como referência, o valor de $U/\sigma U$ prevalece, mostrando que o modo GT mantém leve superioridade em relação o modo GTE (Tabela 4.6).

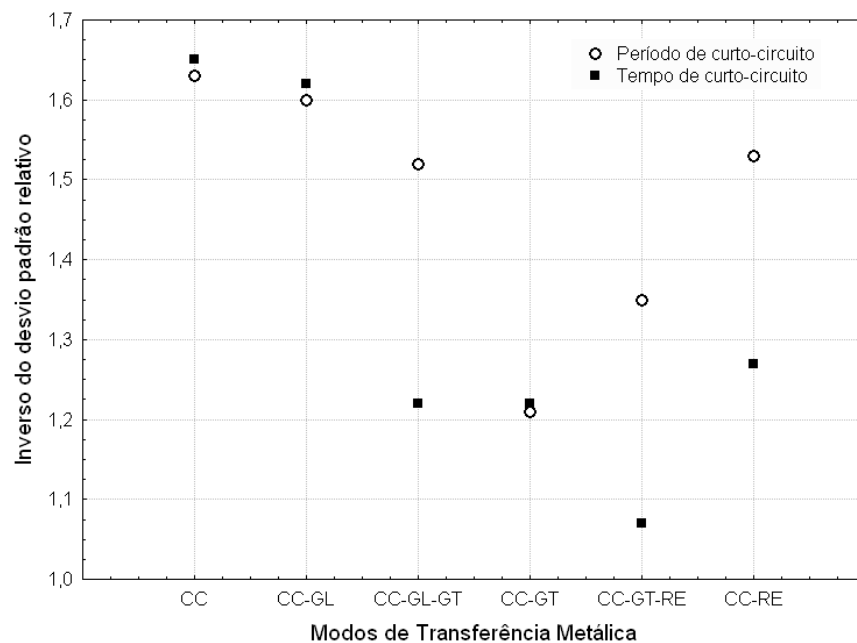


Figura 4.17 – Relação entre os modos de transferência metálica e para processo com arame tubular experimental de classe AWS EC 409.

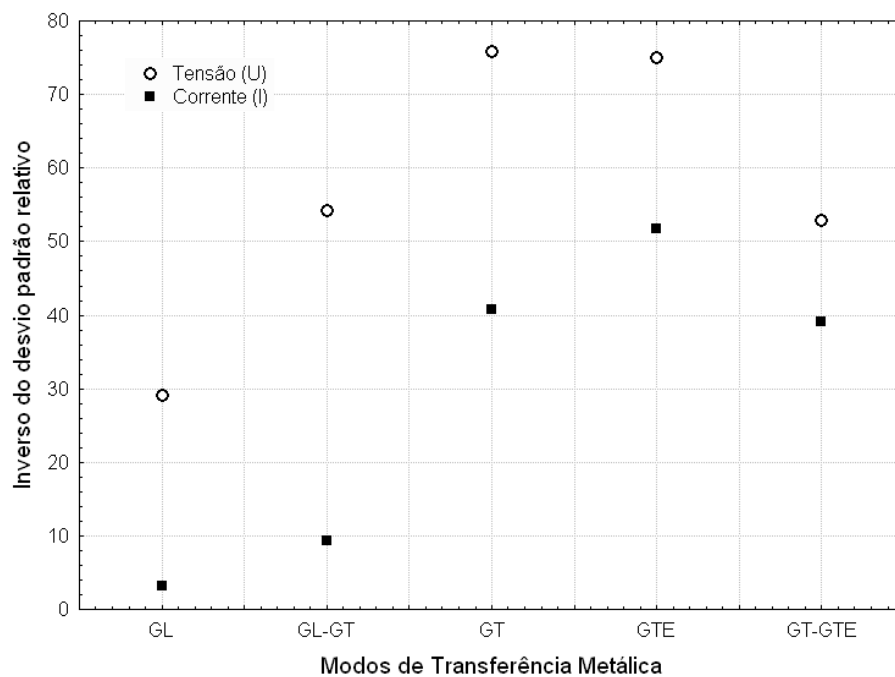


Figura 4.18 – Relação entre os modos de transferência metálica e $U/\sigma U$ para processo com arame tubular experimental de classe AWS EC 409.

4.5. Escolha dos parâmetros para a segunda parte

O estabelecimento de uma correlação entre o que se refere ao processo e a metalurgia do processo é de grande importância, como mencionado anteriormente nos capítulos introdutórios deste estudo. Esta etapa do trabalho visou essa interação, verificando,

baseado nos parâmetros do processo, a influência destes no que se refere à metalurgia (características metalúrgicas da solda). Em virtude da complexidade de se proceder com um estudo experimental que vislumbre todos os aspectos pertinentes aos pontos de atuação “in situ”, foram abordadas critérios laboratoriais para base desse estudo.

Durante todo o trabalho, estabeleceu-se como meta a interligação entre os diversos tópicos abordados. Dessa forma, foi proposta, no Capítulo III, a execução de um procedimento de soldagem que contemplasse a base de estudo estabelecida neste capítulo, o qual se refere à transferência metálica e por sua vez as características de estabilidade do processo. Assim, levando em consideração os parâmetros avaliados no referido capítulo de abordagem da estabilidade, buscou-se dentre a gama de parâmetros, um conjunto que oferecesse as melhores características relacionadas à estabilidade do processo.

Segundo as Tabelas 4.2 e 4.5, além das Figuras 4.9, 4.10 e 4.16, para os modos onde ocorre a incidência do modo curto-circuito, os limites de melhor estabilidade ficaram em 5,3 ($t_{cc}/\sigma t_{cc}$) e 3,3 ($T_{cc}/\sigma T_{cc}$) para a soldagem com o arame maciço (AWS ER 309LSi) e 1,65 ($t_{cc}/\sigma t_{cc}$) e 1,63 ($T_{cc}/\sigma T_{cc}$) para a soldagem com o arame tubular (AWS EC 409). Para os processos em que predomina o tipo de transferência metálica goticular, obtiveram-se os seguintes valores 96,34 ($U/\sigma U$) e 60,78 ($I/\sigma I$) para a soldagem com o arame maciço. Já para a soldagem com o arame tubular, esses valores estabeleceram-se em 75,85 ($U/\sigma U$) e 40,82 ($I/\sigma I$). Baseado nesses índices foi possível estipular um par tensão-corrente (precisamente a velocidade de alimentação de arame).

Baseado no que se expôs acima, dentre os modos observados, seria possível escolher os seguintes índices: para a soldagem em baixa energia imposta com o arame maciço, ou seja, utilizando o modo de transferência metálica curto-circuito, ter-se-ia o par tensão-velocidade de alimentação equivalente à 20V e 7,5 m/min, pois tal par apresentou o índice 21 para $t_{cc}/\sigma t_{cc}$ e 3,6 para $T_{cc}/\sigma T_{cc}$; para a condição de maior energia ainda para o arame maciço, ou seja, o modo de transferência metálica goticular, o par ideal seria 28V e 7,5 m/min, tal par apresentou o índice 111 para $U/\sigma U$ e 52 para $I/\sigma I$; para a soldagem com o arame tubular, a soldagem de baixa energia apresentaria o par 18V e 3,5 m/min, onde tal par atingiu os índices de 1,64 para $t_{cc}/\sigma t_{cc}$ e 1,52 para $T_{cc}/\sigma T_{cc}$, para a soldagem em energia mais elevada, através do modo de transferência goticular o par ideal, segundo o levantamento do mapa, seria 28V e 5,5 m/min, gerando os índices 89 para $U/\sigma U$ e 43 para $I/\sigma I$.

Esse levantamento do mapa, como citado na metodologia, baseou-se na soldagem sobre chapa. A condição para a segunda etapa da avaliação baseia-se, no entanto, na condição de junta. Como mostra o trabalho de Scotti (2000), esta condição de soldagem pode

modificar a situação observada na soldagem sobre chapa. Baseado nisso, alguns testes foram realizados, utilizando as condições mostradas na análise de estabilidade. No entanto, como a condição estabelecida no procedimento requeria um preenchimento total de junta em passe único, algumas das condições apresentadas não satisfizeram esse preenchimento.

Outros pares foram testados, tomando como referência o mapa e as condições de estabilidade. Depois de algumas condições foram estabelecidos os seguintes pares: para a soldagem com o arame maciço em baixa energia (modo curto-circuito), utilizou-se a soldagem cujos parâmetros foram 20 V e 6 m/min, onde os índices de estabilidade foram 3,3 ($t_{cc}/\sigma t_{cc}$) e 2,8 ($T_{cc}/\sigma T_{cc}$), haja vista a condição de junta; para o arame tubular, foi utilizado o par 20 V e 5 m/min que gerou os índices 1,76 ($t_{cc}/\sigma t_{cc}$) e 1,42 ($T_{cc}/\sigma T_{cc}$); na soldagem em maior energia, utilizando-se do modo goticular, no arame maciço o par obtido foi 28 V e 9,5 m/min, cujos valores de estabilidade foram 99,21 ($U/\sigma U$) e 52,91 ($I/\sigma I$); na soldagem com o arame tubular o par foi 26 V e 7,5 m/min, com índices de estabilidade 79,37 ($U/\sigma U$) e 41,56 ($I/\sigma I$).

Em ambas as soldagens, os valores apresentados nos índices medidos, ficaram dentro de valores de estabilidade segundo os valores médios medidos durante o levantamento de parâmetros para a confecção dos mapas de transferência metálica.

CAPITULO V

5. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL DE BASE

5.1. Introdução

Neste capítulo realizou-se a caracterização do material de base, no estado como recebido. Essa caracterização aborda tanto os aspectos microestruturais como as propriedades mecânicas básicas, pertinentes à norma para a classe de aços em que o material se insere.

5.2. Características microestruturais

Nesse trabalho, foram avaliados materiais experimentais, submetidos a dois tipos de tratamento térmico pós-laminação a frio. Embora, não se tenha conhecimento dos parâmetros de processamento, estima-se que tais processos tenham acontecido por etapas onde aconteceria a laminação intermediária (encruamento) às etapas de recozimento, tanto para o caso do tratamento térmico em forno Box quanto em forno contínuo. Segundo a literatura (TURAZI; OLIVEIRA, 2007), o processo utilizando passes intermediários de encruamento, permitiria a formação de granulação mais fina, permitindo dessa maneira a geração de um material com melhores características mecânica. No entanto esses mesmos pesquisadores afirmam que a variação de temperatura na ordem de 50 °C não causaria grandes efeitos no tamanho de grão, sendo o principal diferencial das características da microestrutura final, o processamento intermediário entre as etapas de recozimento. Dessa forma, possivelmente, o tratamento em forno Box ou contínuo, desde que se mantivessem os tempos e laminações intermediárias e variações de temperatura dentro do limite citado pelos pesquisadores, permitiriam uma mesma configuração do grão final.

Abaixo se faz um levantamento acerca das características microestruturais do material em estudo e as influências que o tipo de tratamento térmico gerou nas mesmas. Nessa etapa do trabalho, foram avaliadas as características do material no modo como recebido, sem qualquer tratamento térmico ou mecânico após o seu tratamento de

recuperação nos fornos tipo Box e Contínuo. A avaliação aqui foi mais conceitual, levando em consideração a distribuição estatística do tamanho de grão dos materiais em análise. Buscou-se uma correlação entre o tipo de tratamento e a homogeneidade da granulação do material.

5.2.1. *Material tratado em forno tipo BOX*

Primeiramente foi avaliado o material tratado em forno tipo Box. Segundo a empresa fornecedora do material de estudo, com esse tratamento objetiva-se um tamanho de grão menor e homogêneo. Supõe-se que houve variação dos parâmetros durante o tratamento de recozimento entre um tipo de tratamento e o outro. Baseado nas informações da empresa espera-se que o material tratado em forno Box apresente um melhor controle microestrutural, ou seja, com um maior grau de equiaxialidade. Esse grau estaria relacionado à similaridade dimensional, além da forma dos grãos, observadas em direções distintas. Assim, quanto menor for a diferença entre o tamanho de grão nas três regiões do eixo cartesiano, referenciado pela direção de laminação, melhor será esse grau de equiaxialidade. Além disso, o menor tamanho de grão em relação aos materiais comerciais de classe similar, também é buscado, para que seja possível a obtenção de melhores características mecânicas (TURAZI; OLIVEIRA, 2007; BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER; 2007), muito embora outros fatores também sejam contabilizados na caracterização das propriedades mecânicas de uma liga.

Tomou-se como referência de direção de laminação, a direção mostrada pelos grãos, como pode ser observado na Figura 5.1. Essa figura apresenta a microestrutura depois do procedimento de lixamento, polimento e ataque químico à base de ácido pícrico (Vilella's). Aqui visualizam-se duas direções distintas: a de laminação, (Figura 5.1a e 5.1c) e perpendicular a esta (Figura 5.1b e 5.1d).

Pelo procedimento descrito no Capítulo III (método de Heyn) o material aqui avaliado apresentou um tamanho de grão na ordem de $6\mu\text{m}$ (Apêndice II). Fazendo uma correlação com o padrão ASTM, esse diâmetro médio resulta em um tamanho de grão na ordem do padrão ASTM 12 (ASTM, 1996), o qual se mostra uma estrutura bastante refinada.

Quanto ao tamanho e forma dos grãos, nas duas figuras é notada que existe alguma diferença entre as direções observadas. No entanto, quando se toma as medidas do tamanho de grão em ambas às direções, dispostos na Tabela 5.1, a diferença que há, apresenta-se muito pequena em relação ao desvio padrão no diâmetro medido desses grãos. Em outras palavras, o grão tende a manter um mesmo tamanho médio em todas as direções observadas. Logo, o material, em relação à microestrutura, apresenta uma boa equiaxialidade. O grau de equiaxialidade aqui citado poderá ser observado pela relação entre o desvio padrão

e a média amostral, definida como inverso do desvio padrão relativo – Invdpr (Tabela 5.1), para cada uma das direções observadas (superficial, longitudinal e transversal – Apêndice II)

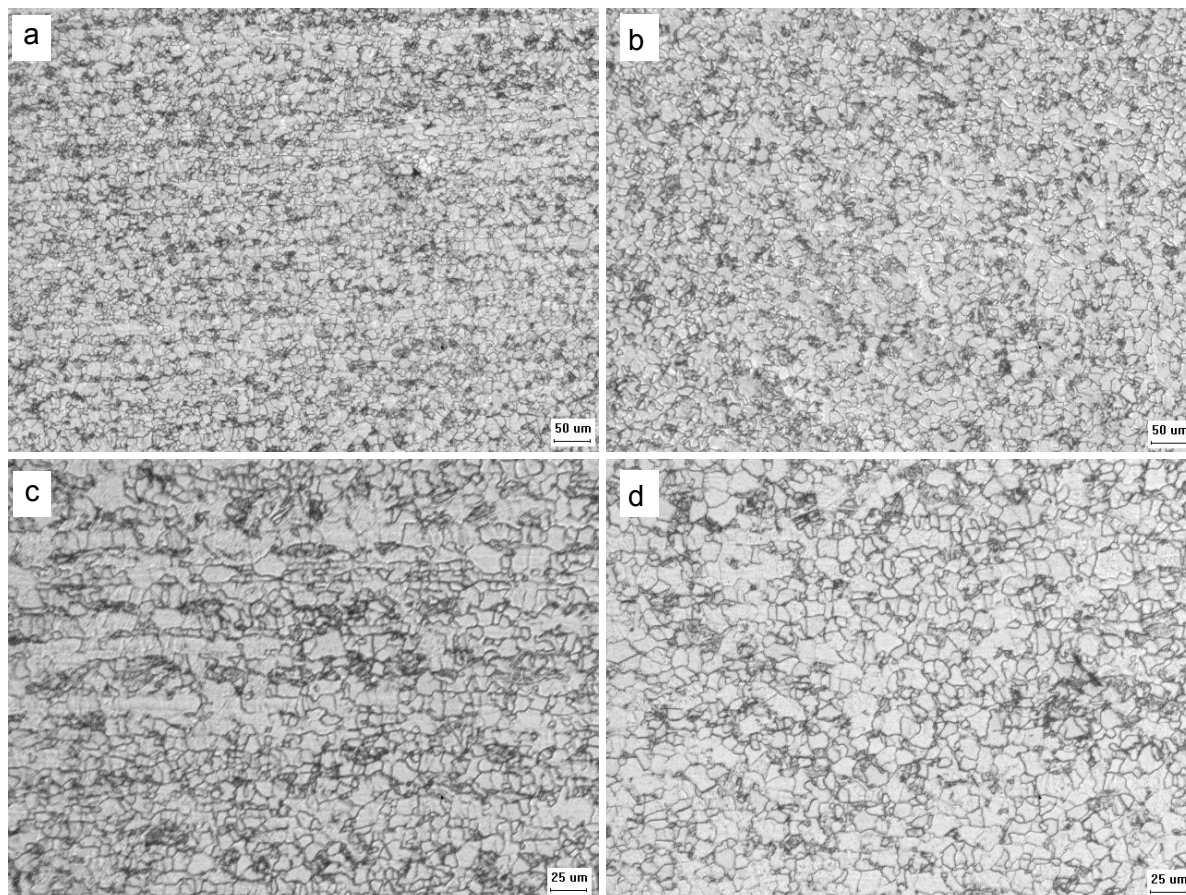


Figura 5.1 – Microestrutura do material tratado em forno tipo BOX, como recebido. (a) e (c) sentido longitudinal à laminação; (b) e (d) sentido transversal à laminação.

Como era de se esperar, em função do tipo de tratamento, este material têm a predominância de grãos finos. O tratamento em forno tipo Box é preferencial para a obtenção de uma microestrutura mais homogênea e, por conseguinte, esperam-se características melhores para este material.

Tabela 5.1 – Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão para o material tratado em forno tipo Box.

Direção	Média direcional (μm)	Desvio padrão (μm)	InvDPr
Perpendicular	4,72	0,68	6,93
Longitudinal	6,10	0,85	7,19
Transversal	6,44	1,01	6,40
Média total	5,6 μm		

Baseado nos resultados da medição do tamanho de grão e no princípio do tratamento, onde toda a bobina é posta em um forno tipo caixa e o controle de temperatura é mais eficiente, é possível afirmar que o material em questão apresenta boas características microestruturais, podendo, em função disto, apresentar boas características mecânicas.

5.2.2. *Material tratado em forno contínuo*

O mesmo procedimento utilizado anteriormente para o material tratado em forno tipo Box foi utilizado aqui. Nesse caso a direção de laminação foi definida em função do direcionamento microestrutural apresentado pelo material, depois de submetido ao tratamento metalográfico similar ao procedimento utilizado para o material tratado em forno tipo Box. A Figura 5.2 retrata essas microestruturas.

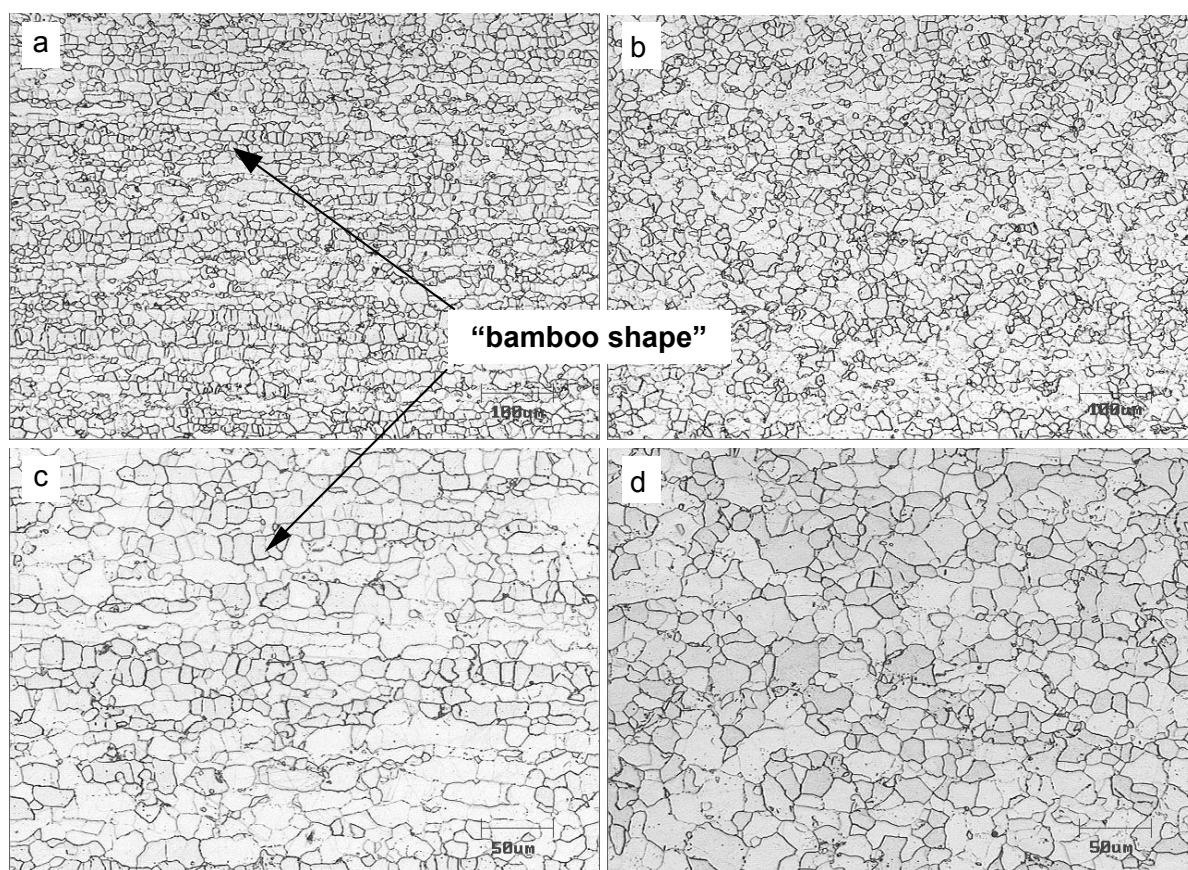


Figura 5.2 – Microestrutura do material tratado em forno tipo contínuo, como recebido. (a) e (c) sentido longitudinal à laminação; (b) e (d) sentido transversal à laminação.

Diferente do que foi observado para o material tratado em forno tipo Box, a microestrutura do material tratado em forno contínuo (Figura 5.2) se mostra mais direcionada, similar ao que cita Cardoso et alii (2003), apresentando um formato de alinhamento de grãos

menores na direção de laminação denominado “bamboo shape” por esse pesquisador. Também foi observado algum direcionamento no material tratado em forno tipo Box, no entanto, não com intensidade observada para esse material (Figura 5.1). Observa-se que foi utilizado um menor aumento para a microestrutura do material tratado em forno contínuo (verificado pelas barras de aumento). Isso possibilitou observar a diferença microestrutural, em relação ao tamanho de grão, dos dois tratamentos, verificando que o material tratado em forno contínuo apresenta um tamanho de grão cerca de 50% maior.

Com o mesmo procedimento utilizado para o material tratado em forno tipo Box, para esse material foi avaliado o tamanho de grão, apontando um tamanho de grão na ordem de $10\mu\text{m}$, cujo diâmetro médio estaria posicionado dentro do padrão ASTM 10 (Apêndice II). A Tabela 5.2 apresenta essas medidas, tomando como referência o mesmo procedimento anterior. Nesta tabela ainda são apresentados os desvios padrões para cada direção, bem como o inverso do desvio padrão relativo, conforme procedimento realizado para o material tratado em forno Box.

Tomando como referência os dados das Tabelas 5.1 e 5.2 e os dados apresentados no Apêndice II, a Figura 5.3 apresenta a correlação entre o tipo de tratamento e o tamanho de grão. Através da análise de variâncias (Apêndice II) verificou-se um valor de “p” igual a 0,00, ou seja, o tipo de tratamento térmico sofrido pelo material afeta significativamente o tamanho de grão. Essa figura mostra esse efeito, e possivelmente tal efeito tenha repercussão nas propriedades mecânicas da liga em questão como cita Berbenni; Favier e Berveiller (2007).

Tabela 5.2 – Avaliação do desvio padrão do tamanho de grão para o material tratado em forno contínuo.

Direção	Média direcional (μm)	Desvio padrão (μm)	Invdp
Perpendicular	9,71	1,50	6,48
Longitudinal	10,16	1,61	6,30
Transversal	9,97	1,78	5,60
Média total	9,7 μm		

A Figura 5.4 apresenta a influência do tipo de tratamento térmico sobre o desvio padrão do tamanho de grão medido nas duas condições. Nesse caso, o tratamento térmico do material realizado em forno contínuo mostrou-se menos robusto no que se refere ao valor médio do grão ferrítico. A análise apontou um valor de “p” igual a 0,00.

A mesma análise de variâncias foi realizada com o inverso do desvio padrão relativo, baseado na direção de laminação do material. No Apêndice II se observa que o tamanho de grão é avaliado em três direções distintas (longitudinal, transversal e perpendicular) em

relação à laminação. A homogeneidade aqui se baseia na diferença microestrutural com a direção. Quanto menor for a variabilidade do valor do tamanho de grão com a mudança da direção medida, mais homogêneo será o material. Mediu-se essa variação pelo inverso do desvio padrão relativo, medido para cada direção dos dois tipos de tratamento térmico sofrido pelo material.

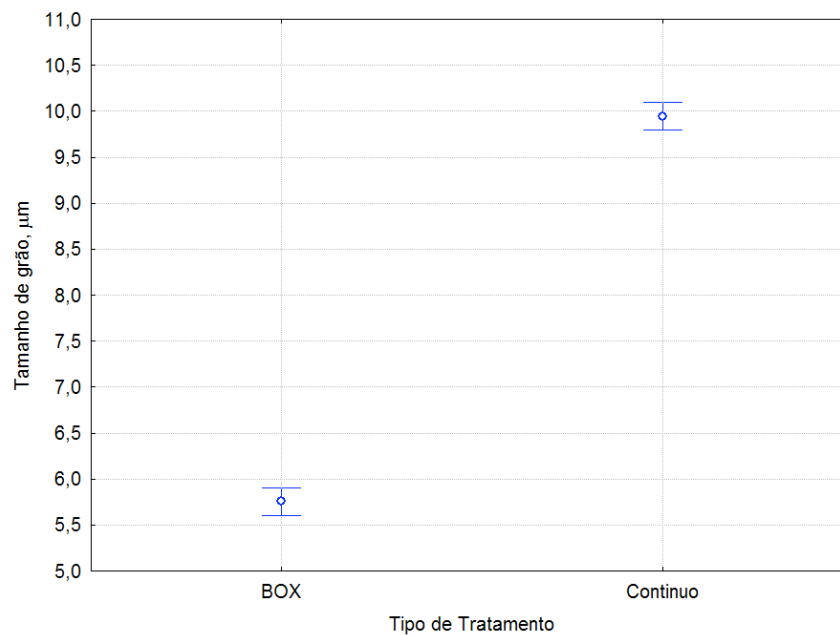


Figura 5.3 – Avaliação do tamanho de grão, através de ANOVA, em função do tipo de tratamento térmico pós laminação à frio (Apêndice II).

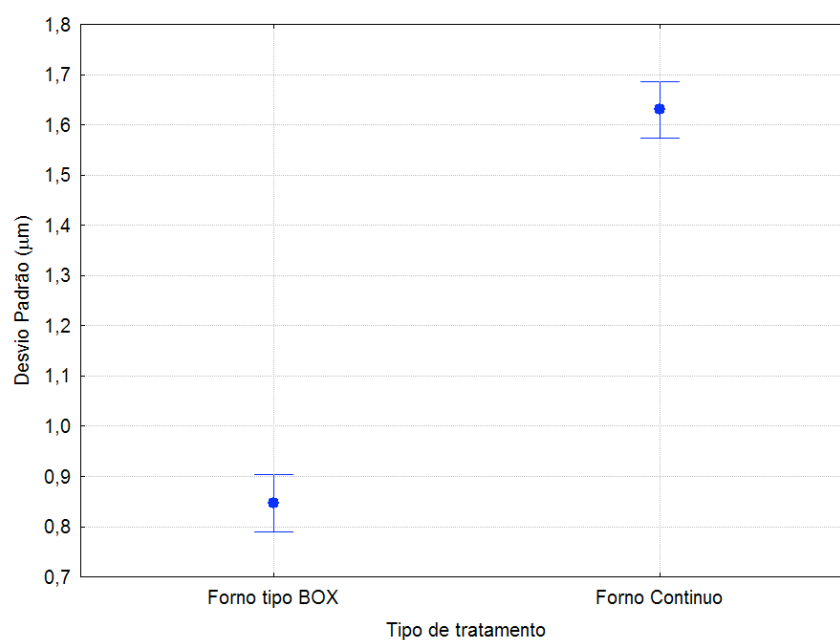


Figura 5.4 – Avaliação do desvio padrão na medida do tamanho de grão, através de ANOVA, em função do tipo de tratamento térmico pós laminação à frio (Apêndice II).

Pela Figura 5.5, tem-se a variação da homogeneidade nas duas condições de tratamento. Através dessa figura, nota-se que o processo utilizando o forno contínuo tende a manter uma menor equiaxialidade em comparação ao processo que utiliza o forno tipo BOX. Pelos dados estatísticos da análise de variância, o valor de “p” foi de 0,03. Se levarmos em consideração o nível de significância de 95% ($\alpha = 0,05$) observar-se-á a forte correlação entre o tipo de tratamento térmico e a variabilidade do tamanho de grão.

Através desta análise supõe-se que o tratamento térmico em forno contínuo apresenta menor robustez, quando se leva em consideração o tamanho de grão gerado durante o tratamento. Na etapa posterior será possível fazer essa correlação com as propriedades mecânicas da liga em estudo.

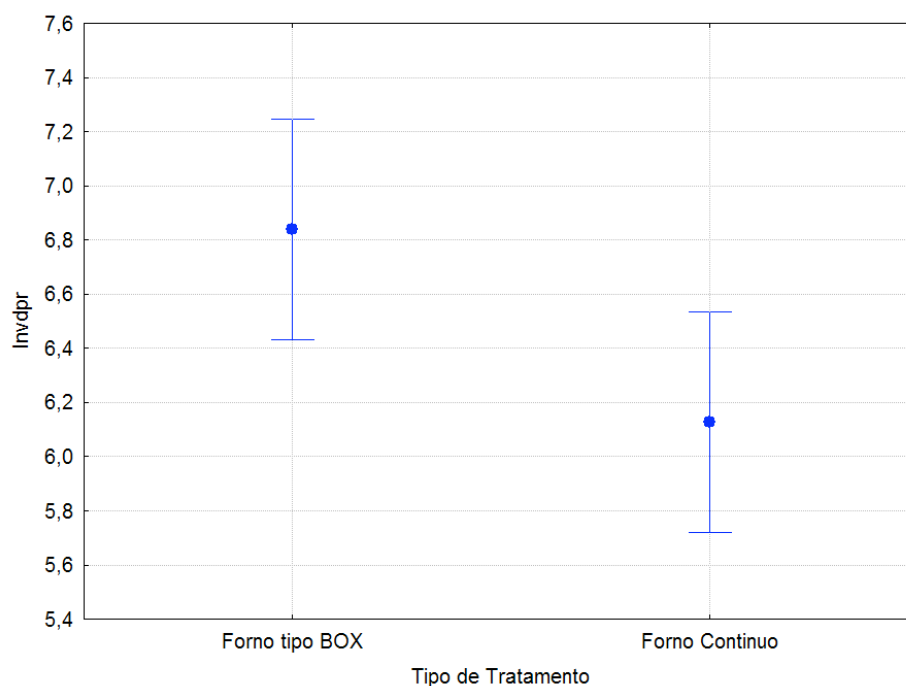


Figura 5.5 – Influência do tipo de tratamento térmico pós laminação sobre a equiaxialidade da microestrutura gerada.

5.2.3. Precipitação no material de base

Observou-se no material de base a presença de alguns precipitados. A Figura 5.6, obtida através de MEV, mostra exemplo de tais precipitados. Observa-se a ocorrência de diversos precipitados nos contornos de grão e pontos de maior energia (regiões com deformação remanescente aparente). Tais precipitados podem ter influência nos resultados de tenacidade ao impacto.

Segundo Kojima; Hayashi e Kajita (1995), aquecendo-se acima de 700 °C o material com teores de cromo em 12%, ocorrerá a geração de estruturas grosseiras, através de recristalizações de grãos ferríticos, precipitação e crescimento de carbonetos, seguida da formação de martensita não revenida, com o resfriamento rápido. Esse tipo de formação poderia atuar como concentrador de tensão, minimizando dessa forma a tenacidade ao impacto.

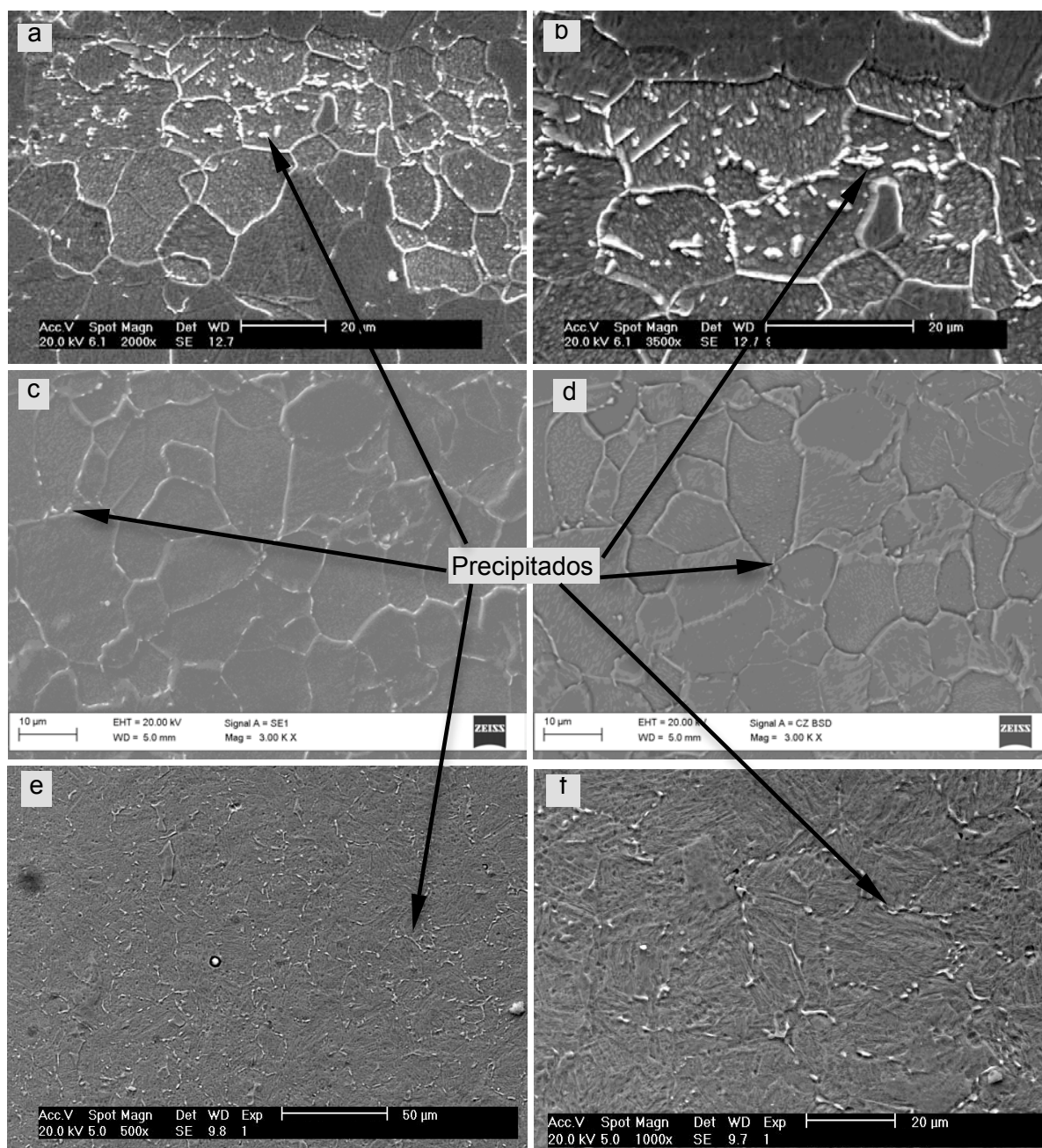


Figura 5.6 – Microestrutura do material tratado em forno contínuo (a e b) e forno tipo Box (c e d), forno contínuo utilizando ataque eletrolítico (e e f), mostrando a presença de precipitados nos contornos e no interior dos grãos.

No entanto, muitos desses precipitados apresentam-se previamente no material, possivelmente resultado de tratamentos térmicos, realizados após processos de deformação à frio. É possível que haja alguma interferência, como mostra Ehrlich et alii (1994) e Schäfer (1998). Esses pesquisadores afirmam que isoladamente a ferrita delta, cujo material é passível de formar, apresenta alta tenacidade, enquanto que com a presença de precipitados, o efeito é adverso, sendo os precipitados responsáveis por essa adversidade.

Totemeier et alii (2006), em seu trabalho, avaliando a temperatura de interpasse para o material dessa classe, observaram a presença de algumas fases, ao que o mesmo indica como precipitados à base de carbono. A Figura 5.7 exemplifica essas precipitações. O aço estudado por tal pesquisador apresenta características químicas similares ao material aqui estudado. Embora seja constatado a presença de muito pouco carbono na matriz do material aqui em estudo, essa pequena quantidade ainda poderá atuar de forma a gerar novas estruturas mais estáveis quimicamente, uma vez que a matriz ferrítica detém muito pouco carbono dissolvido à baixas temperaturas.

No trabalho desses autores, com o aquecimento em temperaturas próximo aquelas experimentadas pela região da ZAC, as propriedades tendem a deteriorar. Segundo os autores, a presença desses precipitados, aliados à formação de martensita não revenida, atuaria de forma negativa no que se refere à tenacidade ao impacto.

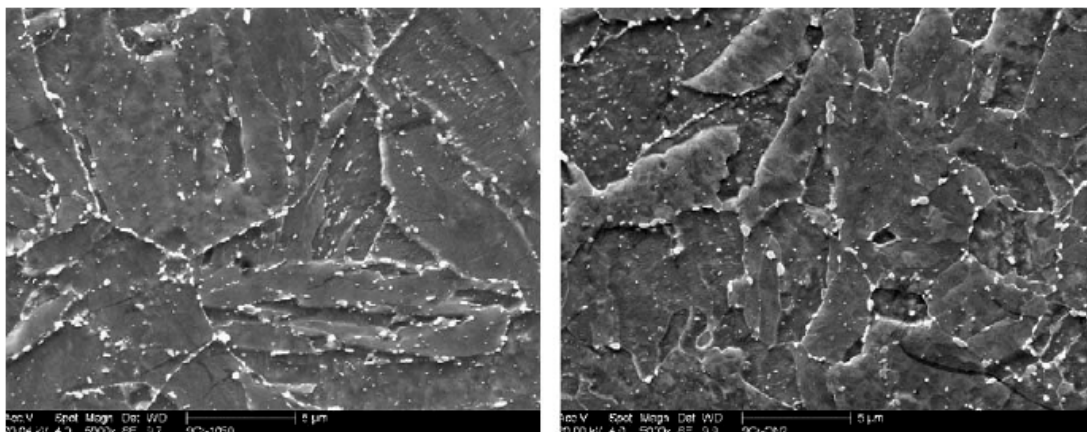


Figura 5.7 – Microestrutura do aço de grade ferrítica-martensítica com a precipitação de finos carbonetos (TOTEMEIER et alii, 2006).

5.3. Características mecânicas

5.3.1. Propriedades mecânicas

Todo material foi submetido a uma análise de suas propriedades mecânicas. A Tabela 5.3 apresenta esses resultados. São apresentados nessa tabela o limite de

escoamento do material, o limite de resistência, alongamento e a dureza, dado em Brinell. Muito embora se tenha praticamente a mesma composição química (Tabela 3.1), nota-se a diferença nas propriedades mecânicas, sendo constatadas as melhores propriedades para o material com tratamento em Box em relação ao material tratado em forno contínuo.

De acordo com a análise anterior a esta, o tipo de tratamento térmico influenciou sobremaneira as características microestruturais (Figuras 5.1 e 5.2). O material tratado em forno tipo Box se apresenta com tamanho de grão menor e com um grau de homogeneidade melhor que o material tratado em forno contínuo. Segundo a literatura (DIETER, 1981; BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER, 2007) essa diferença microestrutural tende a se refletir diretamente nas propriedades mecânicas dos materiais em análise, como pode ser observada na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Propriedades mecânicas para o aço experimental no modo como recebido.

Tratamento	Limite de escoamento.	Limite de Resistência	Alongamento	Dureza
	(MPa)	(MPa)	(%)	HRB
Box	332,7	480,9	37,6	83
	332,6	481,4	34,6	
	326,5	478,1	38,9	
Média	330,6	480,1	37,0	
Contínuo	296,8	412,0	39,8	79
	290,8	411,2	38,7	
	296,1	416,8	39,0	
Média	294,6	413,3	39,2	

Em uma comparação desses resultados, percebe-se que este apresenta propriedades mecânicas compatíveis com materiais de grade similar encontrados no mercado atual. Fazendo a comparação com o aço comercial AL 410S™ (UNS S41008) de grade similar ao material em estudo, verifica-se que os materiais em questão apresentam limite de escoamento superior, apresentando 294 MPa (Tabela 5.3) contra 205 MPa (MATWEB.COM). Para o limite de resistência, têm-se valores similares para o material tratado em forno contínuo e o material comercial (413 MPa – 79HRB e 415 MPa – 81HRB, respectivamente). Outro diferencial está no alongamento percentual dos dois materiais. Para o material tratado em forno contínuo o valor foi de 39,2%, enquanto o material comercial apresenta um valor na ordem de 25%.

Levando-se em consideração que são aços experimentais, o processo interfere no custo final do produto, na concepção de uma liga que possibilite propriedades similares ao produtos no mercado, isso já seria uma grande otimização. Assim, observa-se que independente do tipo de tratamento realizado, o material experimental mostra-se satisfatório em relação ao que se detém em comercialização.

5.3.2. Ensaio de Charpy-V

Foram submetidos ao ensaio de Charpy-V, tanto o metal tratado em forno tipo Box como contínuo. Cada entalhe foi medido em microscópio ferramenteiro com a resolução de 0,0001 mm, e comparado com o padrão da Norma ASTM E23-02, estando todos os corpos de prova utilizados dentro das especificações.

Foi estabelecida uma sistemática de avaliação conforme a metodologia experimental, fazendo para cada etapa uma análise de variância (ANOVA), verificando a influência dos diversos fatores, além de suas interações sobre a tenacidade ao impacto, característica esta medida pelo ensaio de impacto Charpy-V.

Na Tabela 5.4 são apresentados os resultados do ensaio de tenacidade ao impacto para os dois materiais (tratado em forno tipo Box e em forno Contínuo). O material foi ensaiado em diversos níveis de temperatura, a fim de se levantar uma curva de transição dúctil frágil. Os valores mostrados são dados em Joule. Com um fator de correção, segundo a Equação 5.1 (VARNAUSKAS et alii, 2004), obtém-se esses valores em J/cm².

$$E = \frac{(E_1 - E_2) \cdot 9,81}{S} \quad (5.1)$$

onde E_1 e E_2 são as energias potencial inicial e final do pêndulo, respectivamente e S a área transversal da seção abaixo do entalhe.

Assim, baseado nessa equação, para os valores apresentados na Tabela 5.4 é necessário aplicar o fator de 2,5. Logo, valores como 50 J, por exemplo, seriam equivalentes a 125 J/cm². Deste prisma é possível verificar que os valores médios adquiridos em ambos os testes, mostrados nesta tabela, apresentam-se superiores aos observados na literatura (ARCELOR, 2005). Pelos resultados, o material tratado em forno Box apresenta-se superior ao material tratado em forno contínuo, levando em consideração a tenacidade ao impacto, como é possível observar na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Resultado da avaliação de tenacidade ao impacto para o metal de base.

Tratamento	Temperatura (°C)	Energia (J)	Energia (J/cm ²)	Média (J)	Desvio Padrão (J)
Box	-50	55	137,5	55	7,8
		46	115,0		
		65	162,5		
		54	135,0		
	-40	54	135,0	53	3,3
		49	122,5		
		57	142,5		
		53	132,5		
	-20	65	162,5	71	16,3
		94	235,0		
		68	170,0		
		56	140,0		
	-10	91	227,5	81	17,6
		71	177,5		
		67	167,5		
		108	270,0		
		70	175,0		
	0	87	217,5	82	10,4
		83	207,5		
		83	207,5		
		65	162,5		
		93	232,5		
	T. Ambiente	104	260,0	101	2,5
		99	247,5		
		101	252,5		
Contínuo	-40	7	17,5	20	21,4
		5	12,5		
		15	37,5		
		51	127,5		
	-30	37	92,5	32	25,4
		4	10,0		
		54	135,0		
	-20	55	137,5	48	5,0
		45	112,5		
		47	117,5		
		44	110,0		
	-10	64	160,0	52	10,2
		49	122,5		
		40	100,0		
		56	140,0		
	0	57	142,5	50	6,2
		54	135,0		
		44	110,0		
		46	115,0		
	T. Ambiente	54	135,0	63	7,4
		57	142,5		
		67	167,5		
		70	175,0		
		69	172,5		

Pelos resultados mostrados na caracterização do metal de base, a liga tratada em forno tipo Box apresenta um tamanho de grão menor que o apresentado pelo material tratado em forno contínuo. Segundo a literatura (DIETER, 1981; BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER, 2007), isso proporciona uma elevação na tenacidade do material. Isso explica o melhor resultado para o material tratado em forno tipo Box, o que também pôde ser observado nos valores apresentados na Tabela 5.3, a qual mostra que os limites de escoamento e de resistência são superiores para o material tratado em forno tipo Box.

Ainda, na Tabela 5.4, é notado que o processo de tratamento (em forno tipo Box e em forno Contínuo) foi marcante no que diz respeito à tenacidade ao impacto. Embora se observe uma dispersão elevada para os ensaios, qualitativamente é possível salientar que o processo em forno tipo Box proporciona uma melhor característica para essa liga.

A Figura 5.8 indica a superior tenacidade ao impacto para o material tratado em forno Box. Ocorre uma minimização dessa energia absorvida com a minimização da temperatura de realização dos ensaios. É possível destacar dois patamares distintos para esses materiais. Para o material tratado em forno tipo Box ocorre um decréscimo da energia absorvida ao impacto com a minimização da temperatura, no entanto tais patamares de decréscimo ainda estão acima dos limites estabelecidos pelos níveis apresentados pelos materiais comerciais de mesma classe a qual apresenta uma energia de absorção ao impacto de 100 kJ/cm^2 à temperatura $-20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (ACESITA, 2005).

Para o material tratado em forno Contínuo é nítido o patamar inferior dos valores de energia absorvida durante o teste de impacto, comparando-se com os valores atingidos pelo material tratado em forno tipo Box. A partir da temperatura de $-30 \text{ }^{\circ}\text{C}$ é notado que o valor de energia absorvida ao impacto já atinge valores bem baixos (abaixo de 100 J/cm^2).

Outra observação a ser frisada é a questão da homogeneidade dos resultados. Principalmente nas condições de menor temperatura, observa-se um maior desvio padrão nos resultados de tenacidade ao impacto para o material tratado em forno contínuo que no forno tipo Box. Isso vem a consolidar a análise anterior, na qual se baseava na homogeneidade da microestrutura, aqui representada pela variação do tamanho de grão no material. A princípio, quanto mais homogêneo o material em relação a sua microestrutura, o mesmo acontecerá em relação as propriedades mecânicas desse material, podendo ainda haver a influência de outros fatores, como a precipitação em alguns pontos do material (Figura 5.6).

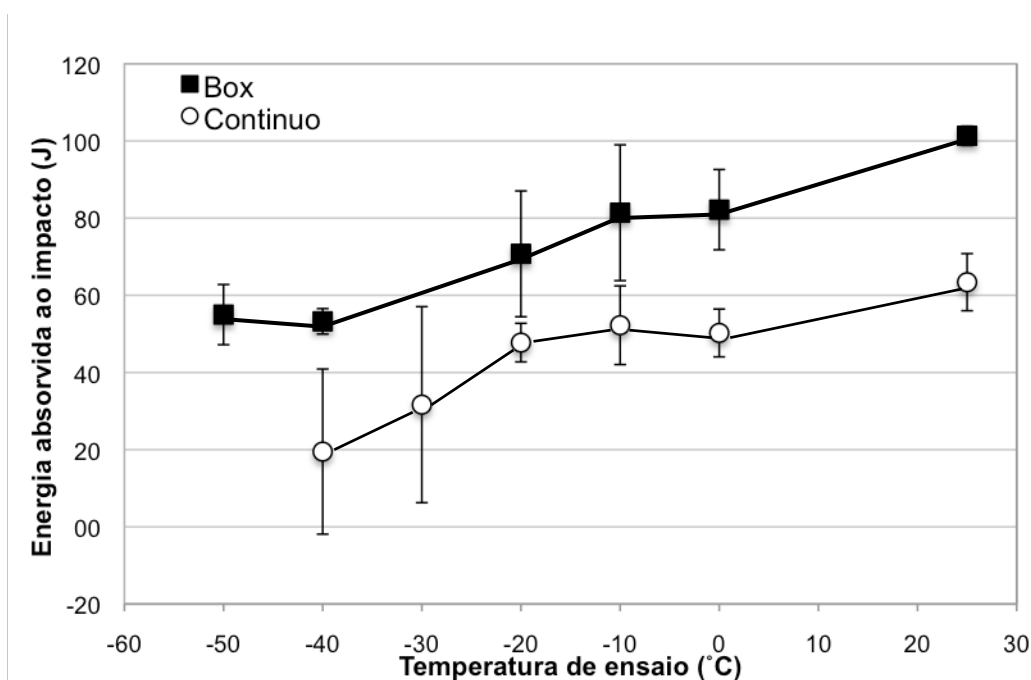


Figura 5.8 – Resultados dos ensaios Charpy-V para o metal de base, nos dois tratamentos.

Baseado nos dados apresentados na Tabela 5.4, realizou-se uma análise de variância (Apêndice II). Essa análise contou apenas com os valores nas temperaturas coincidentes. Assim poderá ser observado que apenas cinco (5) temperaturas foram avaliadas (-40 °C, -20 °C, -10 °C, 0 °C e 25 °C). O valor de “p”, tanto para a variável tratamento térmico quanto Temperatura de Ensaio foi de 0,00. Com isso, levando em consideração o nível de significância de 5%, é possível afirmar que os dois materiais avaliados apresentam-se distintos, tomando como referência suas propriedades medidas, mediante a variável dependente (energia absorvida ao impacto).

As Figuras 5.9 e 5.10 mostram graficamente os resultados da análise de variância. A influência do modo de tratamento térmico sofrido pelo material sobre a energia absorvida ao impacto é mostrada na Figura 5.9. Apresentam-se resultados bem distintos, o material tratado em forno tipo Box e em forno contínuo. Através dessa figura é possível assegurar com 95% de segurança que o tipo de tratamento térmico influi diretamente a tenacidade ao impacto.

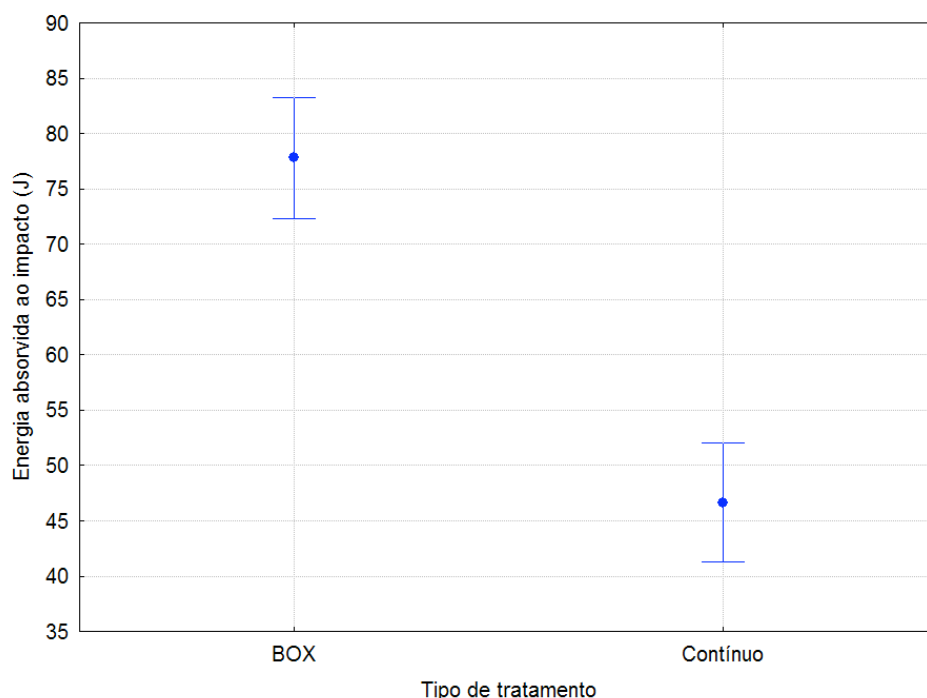


Figura 5.9 – Avaliação estatística (ANOVA) para os resultados obtidos com a avaliação do metal de base (Avaliação dos dois tratamentos).

Tal resultado era esperado em função da análise microestrutural do material. Observou-se que para o material tratado em forno tipo Box a granulação apresentou-se mais refinada, bem como mais homogênea, esperando assim, baseada na literatura (DIETER, 1981; BERBENNI; FAVIER; BERVEILLER, 2007), uma maior energia absorvida ao impacto.

O resultado da análise de variância para a variável temperatura de ensaio é observado na Figura 5.10. Nesta, nota-se a tendência de decrescimento da energia absorvida ao impacto com a minimização da temperatura de ensaio. De um modo geral, este material, quando submetido a baixas temperaturas apresenta baixa tenacidade, tomando como referência a energia absorvida ao impacto, característica dos materiais com estrutura cúbica de corpo centrado (ferrita).

Embora não se tenha subsídios para a definição da faixa de transição dúctil-frágil para esse material, os dados apontam para temperaturas inferiores a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Assim justifica-se esse ponto ($-20\text{ }^{\circ}\text{C}$) como ponto de referência para a avaliação da tenacidade desse material. Embora se observe na Tabela 5.4 valores elevados de energia absorvida ao impacto para o material tratado em forno tipo Box, como base de referência, esse ponto de temperatura mostrou tendência de minimizar os valores de tenacidade.

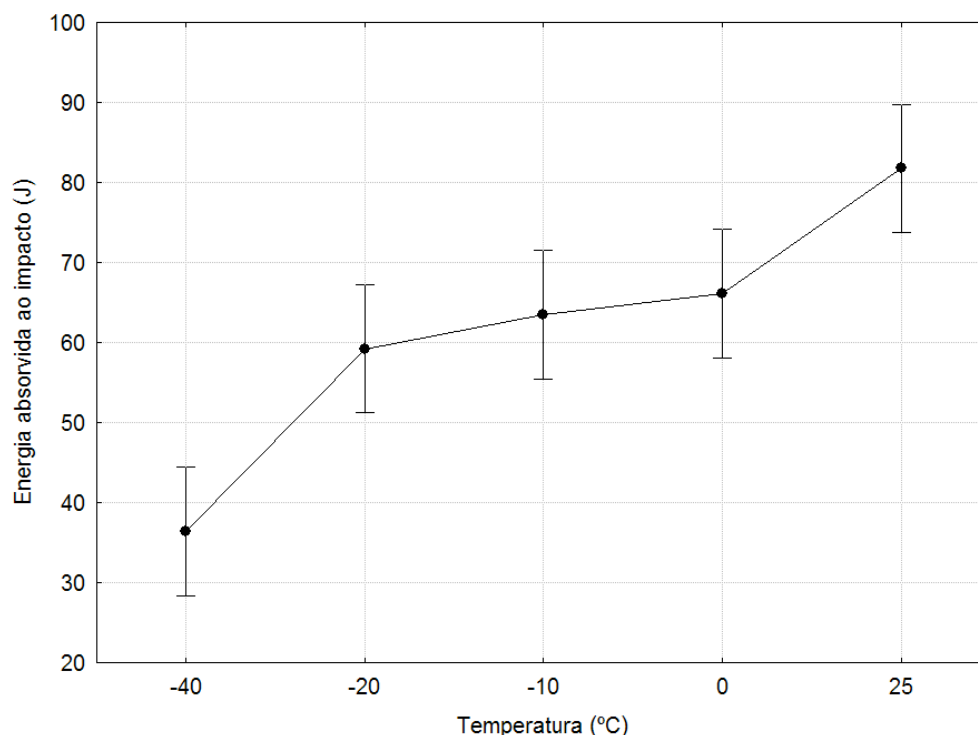


Figura 5.10 – Avaliação estatística (ANOVA) para os resultados obtidos com a avaliação do metal de base (Avaliação das temperaturas de ensaio utilizadas).

Observa-se uma queda bem mais acentuada entre -40 °C e -20 °C. Ainda nessa figura, acontece na faixa de 0 °C a -20 °C um patamar de energia absorvida, ou seja, nesse nível de temperatura, estatisticamente não acontece variação dos níveis de energia absorvida ao impacto. Supõe-se aqui, baseado, também, nesse patamar, que a temperatura crítica para a utilização de tal material seja -20 °C.

Em uma análise isolada de cada material, a ANOVA apontou para o material tratado em forno tipo Box um valor de “p” igual a 0,000. Nessa avaliação observou-se uma faixa de temperatura de -50 °C a 25 °C. A Figura 5.11 retrata essa avaliação. É notado que a partir da temperatura de -20 °C inicia-se um decaimento onde, estatisticamente, a diferença se torna mais proeminente.

Para o material tratado em forno contínuo, o valor de “p” ficou em 0,003. A Figura 5.12 retrata esse efeito. Nessa figura fica mais claro o decaimento da energia absorvida ao impacto para temperaturas abaixo de -20 °C. Isso vem a fortalecer a tese de que esse nível de temperatura seria o ponto crítico de análise para esse material, independente do tipo de tratamento a que foi submetido.

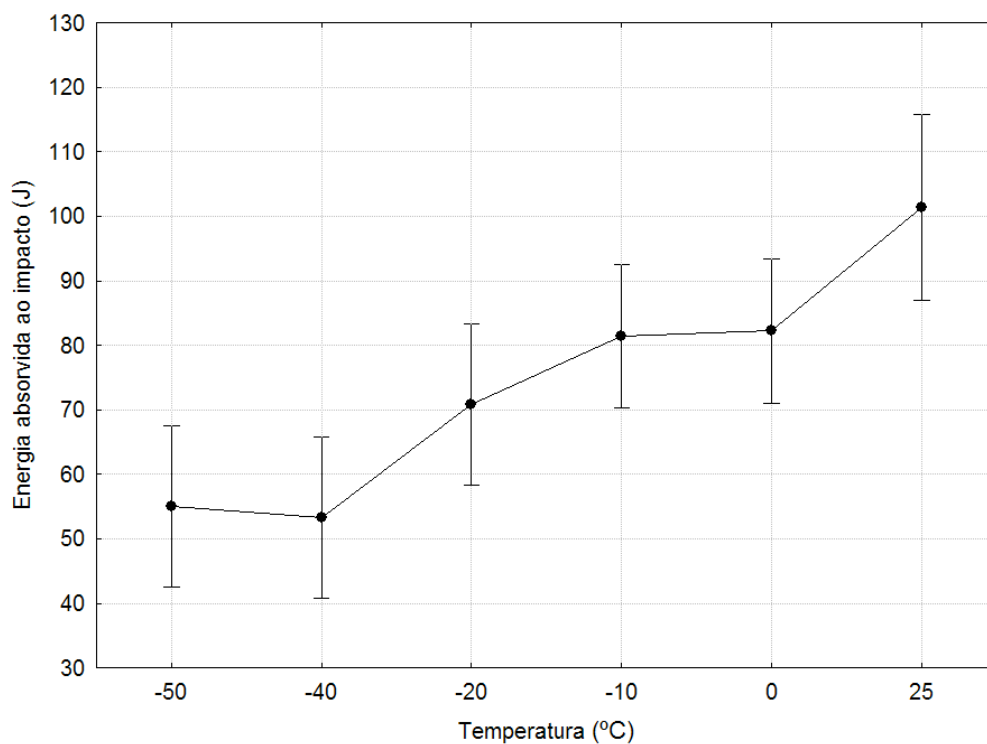


Figura 5.11 – ANOVA enfocando a influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno tipo Box.

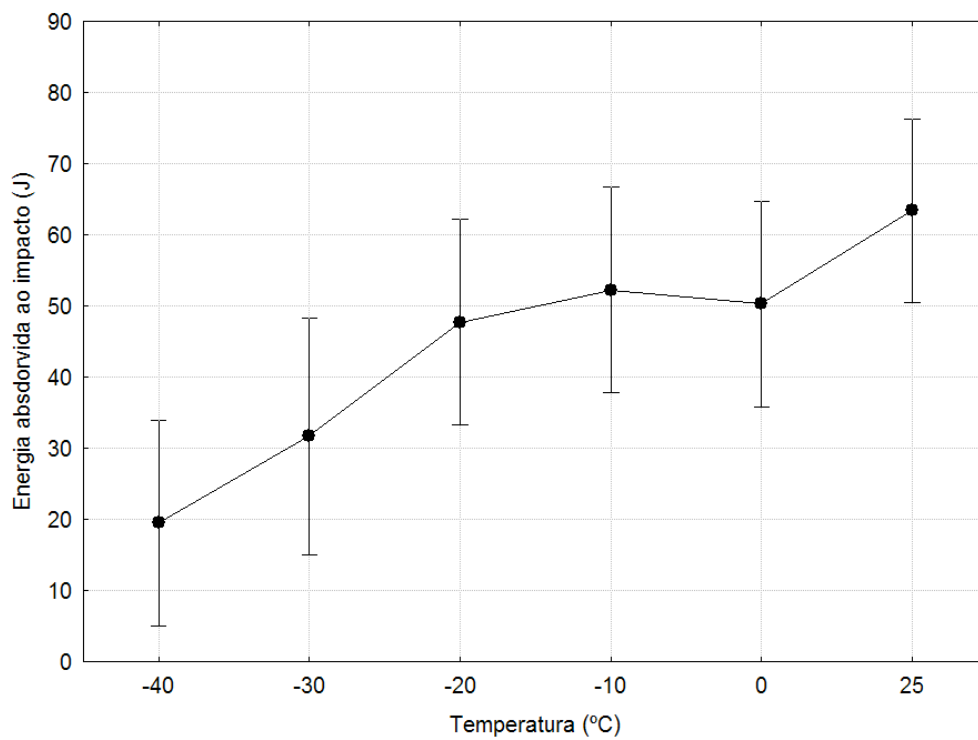


Figura 5.12 – ANOVA enfocando a influência da temperatura de ensaio sobre a tenacidade ao impacto para o material tratado em forno Contínuo.

5.3.3. Avaliação da topografia gerada pela fratura

Pela topografia da fratura para os dois materiais em condições de baixa temperatura ($-40\text{ }^{\circ}\text{C}$) é possível ser verificada a diferença entre as duas condições de tratamento térmico. Na Figura 5.13 são observadas as topografias para a fratura gerada a partir de um corpo de prova Chapy V de um material tratado em forno tipo Box, no estado como recebido e ensaiado à temperatura de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Esse ensaio absorveu 49J de energia ao impacto. Para esse tipo de material o nível de energia absorvida ao impacto, em relação aos materiais de mesma classe (Acelor, 2005), é bem elevado. Isso demonstra a qualidade do material tratado em forno tipo Box. As Figuras 5.13b, 5.13c e 5.13d são aumentos da Figura 5.13a. Nessa primeira figura é possível a verificação da fratura acontecendo em duas direções. No primeiro momento tem-se o fator de rasgamento pela imposição do martelo na base inferior do corpo de prova, induzindo à abertura da trinca em função do entalhe, esse modo poderia ser caracterizado como uma fratura de modo I (HERTZBERG, 1996).

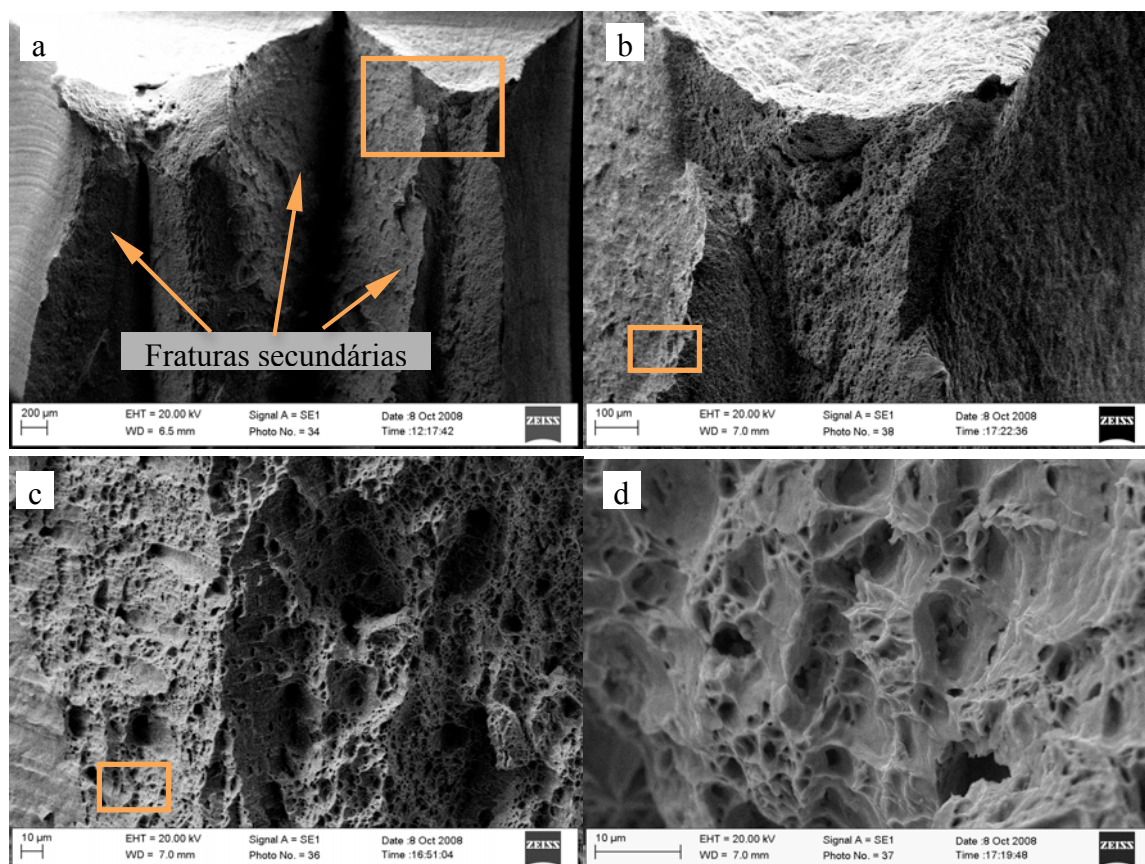


Figura 5.13 – Topografia da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno tipo Box ensaiado a uma temperatura de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e uma tenacidade ao impacto de 49J.

Em função da característica dúctil apresentada por esse material, ocorreu uma fratura secundária, resultado da grande deformação gerada no rompimento do material. Essa

grande deformação foi suficiente para gerar uma decoesão em uma direção lateral à fratura do corpo de prova (Figura 5.13 a).

Na Figura 5.14 se retrata a topografia da superfície da fratura de um corpo de prova confeccionado em material tratado em forno contínuo, no estado como recebido e submetido ao teste de impacto à temperatura de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Nessa figura observa-se o aumento consecutivo dessa região fraturada. Através desse aumento é notada a característica frágil dessa fratura. Principalmente nas Figura 5.14c e 5.14d, essa característica frágil fica mais evidenciada pela presença da facetas de clivagem (“rivers”).

Na Figura 5.15 é retratada a característica da topografia da fratura da região central do corpo de prova citado anteriormente. Nessas topografias é notado ainda a característica de fragilidade, pela presença massiva das clivagens. No entanto entre essa estrutura de característica frágil observa-se a presença de alguns indícios de deformação plástica, aqui representadas por uma região mais fibrosa em algumas regiões da superfície de fratura (Figura 5.15a). Na Figura 5.15b observa-se a presença de fraturas similares às observadas no material tratado em forno tipo Box (fratura secundária).

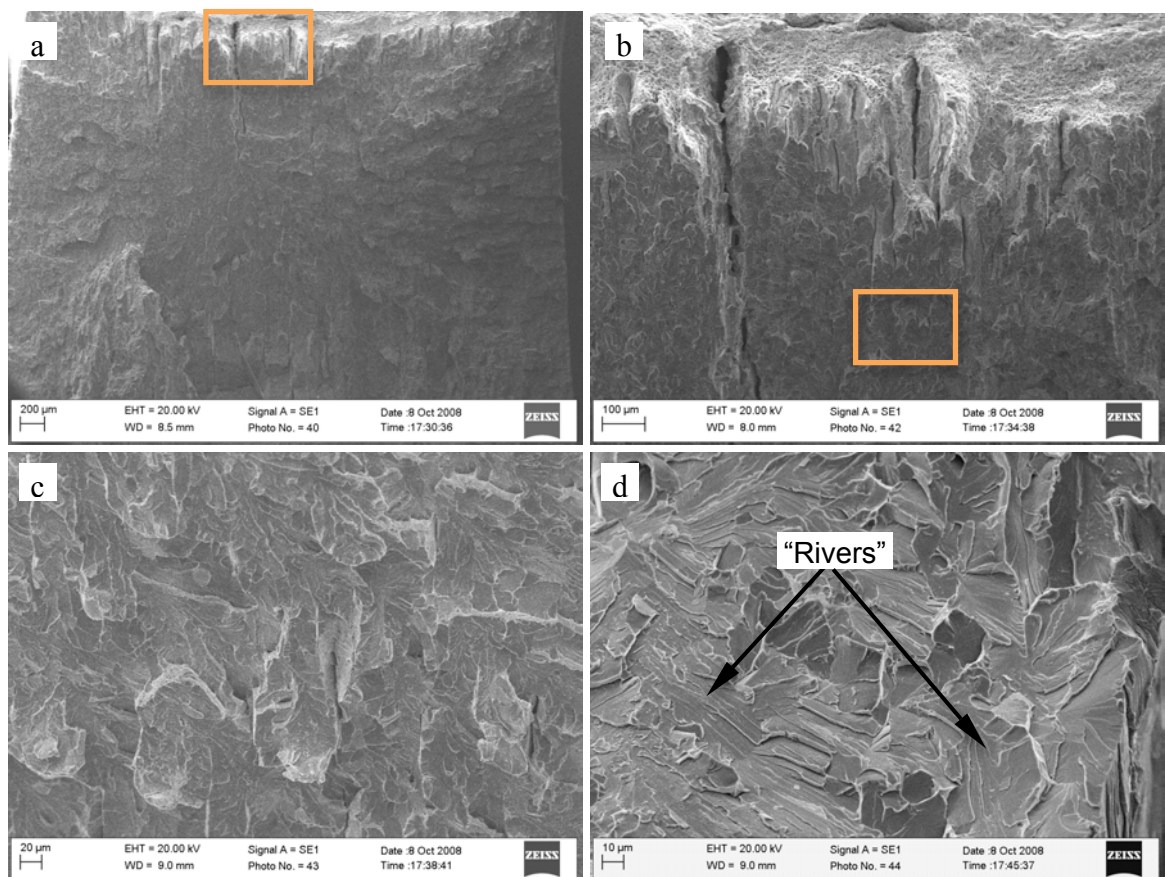


Figura 5.14 – Topografia da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno Contínuo ensaiado a uma temperatura de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e uma tenacidade ao impacto de 15J.

Esse tipo de fratura, apresentado na Figura 5.15, indica algum indício de plasticidade e com isso alguma tenacidade, mesmo que baixa. Isso levanta a questão do estado de tensões presente no ensaio. Segundo Dieter (1988), a quasi-clivagem, seria similar à clivagem, apresentando as facetas dos grãos, mas seria gerada pela baixa temperatura em que ocorre a fratura. Nessas fraturas ainda é possível se verificar a presença de “dimples” nas periferias das facetas. Esses indícios são observados na Figura 5.15a.

De um modo geral se observa que o material tratado em forno tipo Box apresenta uma melhor tenacidade ao impacto que o material tratado em forno Contínuo, quando analisado estatisticamente e pela topografia da fratura para esse material em condições extremas de utilização (abaixo de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$). No entanto, analisando os valores da tenacidade ao impacto do material comercial, verifica-se que os valores aqui obtidos para o material de menor desempenho (material tratado em forno Contínuo) se encontram em patamares similares ou superiores aos materiais de mesma classe existentes no mercado (AZOM, 2003; SUGARTECH, 2003; MATWEB, 2006).

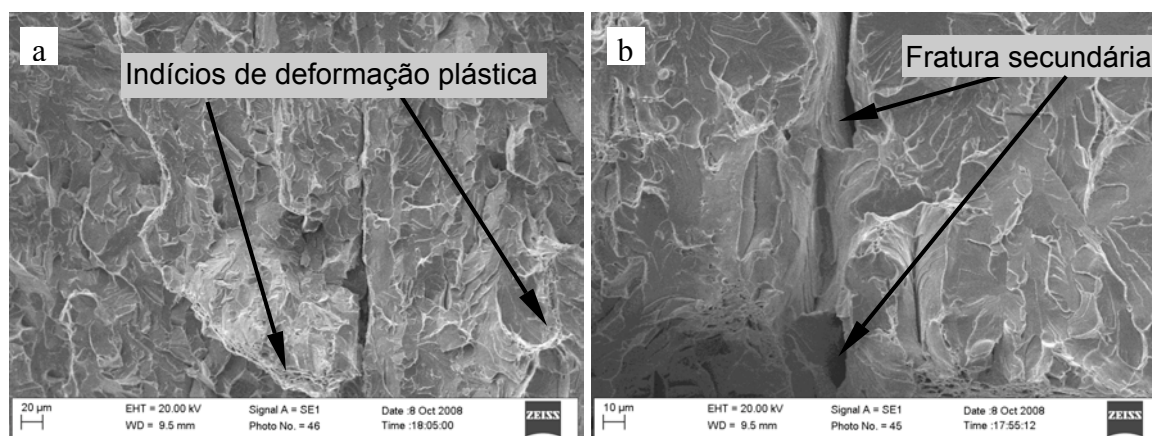


Figura 5.15 – Topografia da região central da fratura de um corpo de prova para o material tratado em forno Contínuo ensaiado a uma temperatura de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e uma tenacidade ao impacto de 15J.

5.4. Considerações sobre o material de base

Através dos resultados mostrados, percebe-se que o tipo de tratamento térmico sofrido influencia sobremaneira as características mecânicas do material, mesmo este apresentando composição similar.

Pelos dados de resistência, tenacidade ao impacto apresentados e topografia da superfície da fratura, o material tratado em forno tipo Box se apresenta superior ao tratado em forno contínuo, mesmo quando observado em baixas temperaturas.

Assim, aponta-se para características superiores do aço inoxidável ferrítico tratado em forno tipo Box. No entanto, baseado no que se observa no mercado, na média, as características desse metal de base tratado em forno Contínuo se apresentam similares ou melhores que esses aços comerciais. Isso indica que o tratamento térmico em forno Contínuo encontra viabilidade para o aço inoxidável ferrítico em questão, mesmo apresentando características inferiores ao mesmo material tratado em forno tipo Box.

CAPITULO VI

6. CARACTERIZAÇÃO DA ZONA FUNDIDA

6.1. Introdução

Nesse capítulo são abordadas as características da zona fundida para as condições de soldagem estabelecidas no Capítulo III. É avaliada a microestrutura tanto para o material depositado com arame tubular experimental AWS EC 409, da ESAB, quanto o material comercial da classe austenítica (AWS ER 309LSi da SANDVCK). São abordadas, também, as características de tenacidade ao impacto para ambos os casos. O procedimento se assemelha ao que se realizou anteriormente no capítulo resguardado ao material de base.

As composições dos consumíveis de adição podem ser observadas na Tabelas 6.1 e 6.2. Nessas tabelas constam os valores fornecidos pelos fabricantes e os valores medidos. Para essa análise foram confeccionados dois corpos de prova, um para cada arame eletrodo. Foram realizadas soldagens consecutivas com cada tipo de eletrodo, gerando seis (06) camadas, como mostra do esquema ilustrado pela Figura 3.2, utilizado no procedimento de Oñoro (2006), e para que no último passe fosse obtido um material com o mínimo de diluição com o metal de base. As avaliações foram realizadas nas dependências da empresa Acelor Mittal, situada em Timóteo-MG.

Para manter todos os parâmetros similares em cada passe, foi utilizada soldagem automática, através de posicionador linear com controle de velocidade conforme estabelecido no Capítulo III. Utilizou-se a soldagem em tensão constante, tendo como gás de proteção uma mistura gasosa comercial ($Ar + O_2$), com uma vazão média de 14l/min. Foram mantidas as mesmas energias de deposição, com a tensão média de soldagem em 24V, corrente de soldagem média de 220A e velocidade de soldagem em 25 cm/min. Em todas as soldas foi mantida a distância bico de contato peça (DBCP) em 18 mm.

É notado que o material austenítico (AWS ER 309LSi) apresenta-se similar ao que o fabricante anuncia, não havendo diferenças significativas em relação à composição do depósito especificado. Quando se avalia o material experimental (AWS EC 409), nota-se uma diferença, a princípio significativa. Pela Tabela 6.2, os resultados, principalmente de cromo e

níquel, estão distintos do que é especificado pelo fabricante. Observa-se um maior aumento no teor de cromo (aumento de cerca de 1%) e a ausência de níquel. Essa composição resultante assemelha-se à composição estudada por Oñoro (2006), onde ocorre a predominância de martensita na região fundida da solda e a presença de ferrita delta (δ). Esse tipo de constituição microestrutural tende a manter baixas características de tenacidade.

Tabela 6.1 – Composição química medida para o arame sólido comercial AWS ER 309LSi

Elemento	Composição (%)	
	Fabricante	Medido
C	0,017	0,019
Cr	23,17	23,81
Cu	0,12	*
Mn	1,56	1,34
Mo	0,14	*
N	0,113	*
Ni	13,64	13,47
P	0,020	0,019
S	0,012	0,012
Si	0,91	0,76

* Elementos não medidos

Tabela 6.2 – Composição química medida para o arame tubular experimental da classe AWS EC 409.

Elemento	Composição (%)	
	Fabricante	Medido
C	0,045	0,036
Cr	8,95	9,96
Mn	0,63	0,84
Mo	0,004	*
Ni	1,83	0,016
P	0,008	0,018
Si	0,40	0,61
Ti	0,22	0,23
V	0,013	*

* Elementos não medidos

6.2. Avaliação microestrutural

6.2.1. Zona fundida com o consumível experimental da classe AWS EC 409

Nessa primeira etapa da avaliação da zona fundida das soldagens realizadas, avaliou-se a microestrutura do metal gerado pela fusão do arame experimental AWS EC 409, tanto em alto (modo de transferência goticular) como em baixo (modo de transferência por

curto-circuito) aporte térmico. Em função do nível de energia empregado para a soldagem com esse consumível, esperava-se a influência da diluição no metal de solda. Nesse processo não foi medida a diluição para as energias utilizadas, no entanto, em função da diferença de energia empregada supõem-se que as soldagens realizadas em energia elevada (alto aporte térmico) promovam uma maior diluição.

A Figura 6.1 retrata a microestrutura para a região fundida de uma solda realizada com baixo aporte (1,4 kJ/mm). Nessas microestruturas são observadas uma mescla entre duas sub estruturas. A princípio, ferrita e martensita. Pelos resultados de Oñoro (2006), a composição da liga gerada na zona fundida estaria sujeita a formação de componentes frágeis como a martensita. Na Figura 6.1a é verificada um certo direcionamento da estrutura, certamente devido a solidificação (grãos colunares). É observado ainda que a martensita gerada apresenta uma formação “serrilhada” a partir do grão ferrítico. Formam-se, a partir desse crescimento, placas separadas por baixos ângulos, como ocorre nas placas laterais de Widmanstätten.

Com base na composição do material de depósito, o material fundido solidifica em ferrita delta, passando pelo campo dualizado, $\gamma + \alpha$ (Figura 2.6). A passagem por tal campo permite a formação de austenita quando se atinge temperaturas na ordem de 850 °C (AWS, 1998). Essa austenita possibilita a geração de martensita, dependendo do gradiente térmico (LIPPOLD; COTECKI, 2005). A martensita se forma primeiramente nos contornos de grão ferríticos (Figura 6.1), o que pode afetar a ductilidade da liga (AWS, 1998). Analisando a Figura 6.1b nota-se a formação de um contorno de grão ferrítico com a sua completa envoltura por martensita, constatando-se o que cita a literatura (LIPPOLD; COTECKI, 2005). Segundo essa mesma literatura, a característica dessa martensita é função da composição da liga. A princípio a sua formação acontece pela presença de algum elemento intersticial austenitizante, como no caso o carbono e o nitrogênio. O metal de base em questão apresenta baixa quantidade de carbono, mas possui uma certa quantidade de nitrogênio, que aliado ao níquel e a quantidade de cromo presente na liga, que devido a uma certa solubilização, pode promover a formação do campo dualizado citado anteriormente.

A princípio a ferrita e a martensita, mostradas na Figura 6.1, apresentam-se concorrentes. Na região central da Figura 6.1a (região circulada) é verificado o avanço do crescimento da martensita, no que se denomina “shaves”, crescendo para o interior do grão ferrítico.

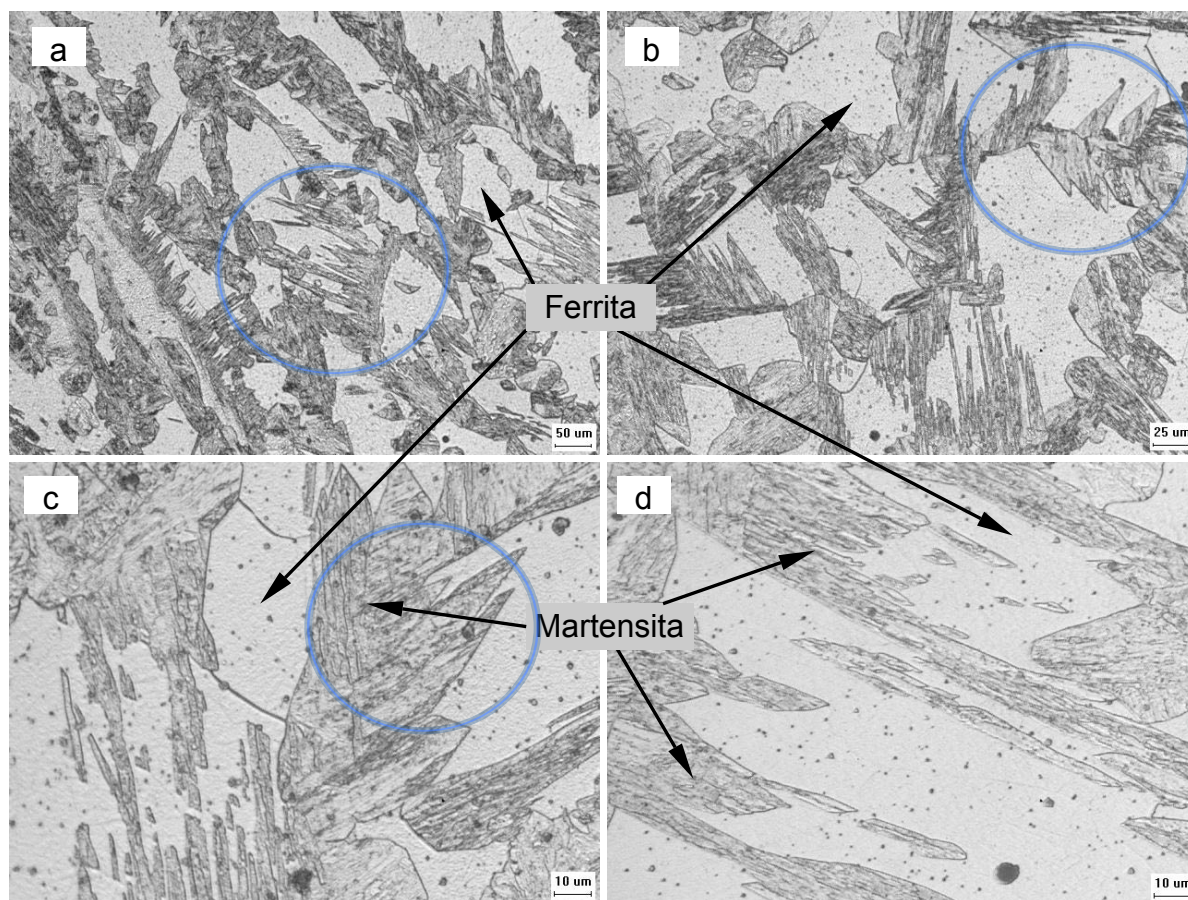


Figura 6.1 – Zona Fundida de uma solda realizada em baixa energia com o arame experimental da classe AWS EC 409 (Aumentos consecutivos).

Nessas microestruturas são observadas ainda, diversos precipitados, principalmente no interior da ferrita. Cai et alii (1994) afirmam que a martensita, a ferrita delta, bem como a ferrita α , acompanhada de diversos precipitados e discordâncias são componentes comuns para o aço com características composicionais similares ao material aqui estudado.

A Figura 6.2 mostra a zona fundida para a soldagem com o mesmo material utilizando-se, nesse caso, um aporte térmico maior (2,4 kJ/mm). É observada uma similaridade do tipo de microestruturas com as mostradas na Figura 6.1. Na avaliação de 4 amostras de cada condição, utilizando o software comercial Image-Pro, licenciado para o Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará, constatou-se uma percentagem de 61% de martensita, medida através da área delimitada para a zona fundida de um material soldado com material ferrítico em baixa energia de soldagem (1,4 kJ/mm). Já para o material soldado com maior energia (2,4 kJ/mm) esse percentual baixou para 57%. Embora seja verificada, para essas avaliações, uma variação de martensita, esse valor não se mostra significativo, mostrando que em bases estatísticas, o energia imposta durante as soldagens não influenciou no volume de martensita formada.

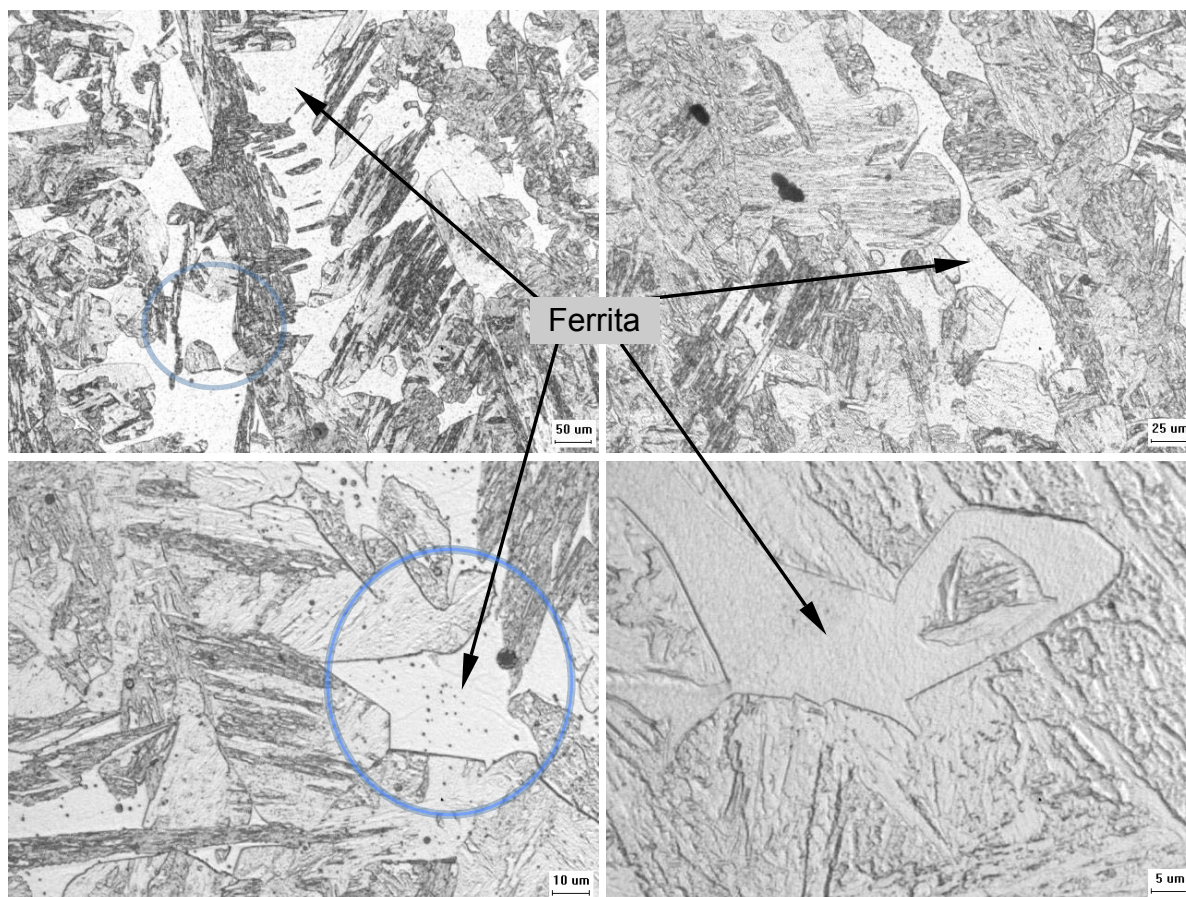


Figura 6.2 – Zona Fundida de uma solda realizada em alta energia com o arame experimental da classe AWS EC 409.

As Figura 6.1 e 6.2 mostram que a formação dos campos de ferrita acontece com grande frequência nesses materiais, conforme cita Oñoro (2006). Observando essas microestruturas e comparando ao observado no trabalho desse pesquisador (Figura 6.3), será verificada a semelhança microestrutural da ferrita, apresentando a forma poligonal de ferrita δ , como cita o pesquisador. As fases circundadas na Figura 6.2 mostram esse tipo de formação para a ferrita delta.

Comparando as Figuras 6.1a e 6.2a com a Figura 6.3 (OÑORO, 2006), que estão em mesma escala, é verificada a semelhança microestrutural dessa ferrita. Em uma situação de equilíbrio, seria formada a ferrita α , no entanto, em função dos altos gradientes que ocorrem na soldagem, esse componente (ferrita δ) pode ter sido formado e retido.

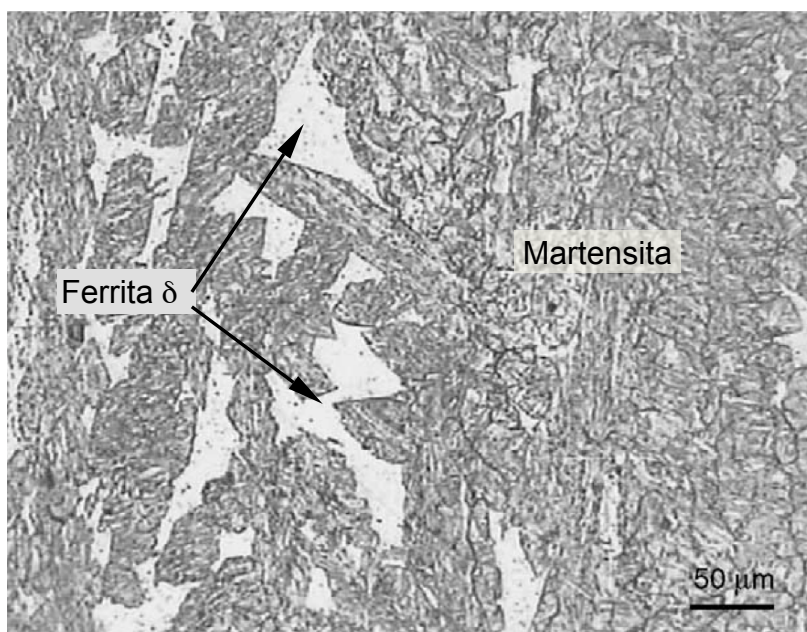


Figura 6.3 – Ferrita delta poligonal em uma matriz martensítica da zona fundida de uma liga experimental com 11%Cr (ONORO, 2006).

6.2.2. Zona fundida com o consumível AWS ER 309LSi.

Nessa etapa foi avaliada a região fundida da solda gerada pela utilização do consumível AWS ER 309LSi. Em função da composição química desse consumível (Tabela 3.2) foi esperado que o metal gerado apresentasse características austeníticas, como pode ser verificado posteriormente. A Figura 6.4 retrata a microestrutura da zona fundida para esse consumível. Através dessa figura é notada nitidamente a característica da uma zona fundida de um aço inoxidável austenítico (ASM, 1992). São observados os veios de ferrita delta, característica da zona de fusão desse tipo de material. Pela análise da ferrita delta, através do software desenvolvido pela Universidade Federal do Espírito Santo (GSA – Granulômetro Semi-Automático), constatando-se uma composição em torno de 7 % a 10 %.

Essa quantidade de ferrita δ poderá, dependendo de sua morfologia e distribuição na matriz, melhorar as características do metal de solda, principalmente no que diz respeito a trinca de solidificação (PUJAR et alii, 1998; LEE et alii, 2004). Em função da distribuição observada é esperado boas propriedades mecânicas para esse metal de solda.

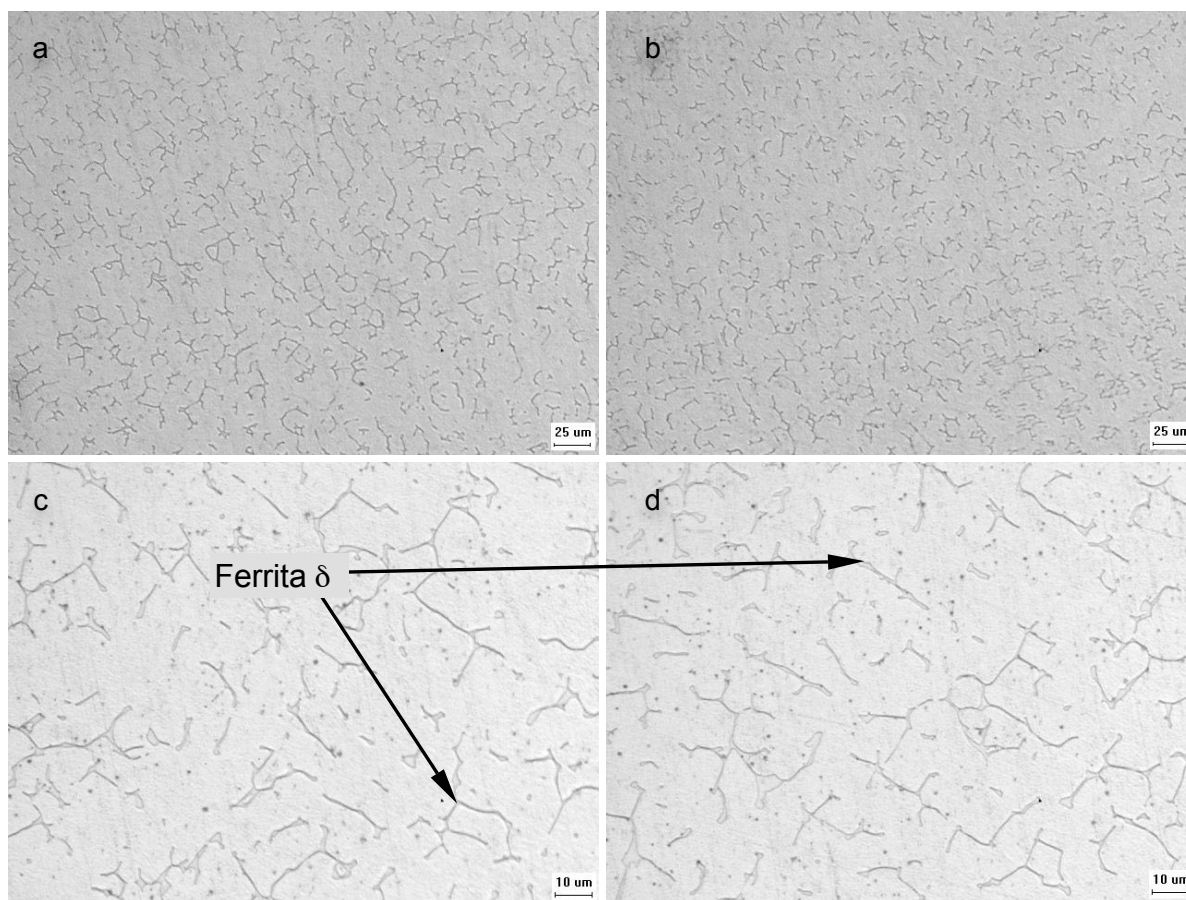


Figura 6.4 – Região fundida de uma solda realizada com o metal de adição AWS ER 309LSi e metal de base tratado em forno tipo Box. a e c – baixa energia; b e d – alta energia.

6.3. Charpy-V

Nessa etapa foram avaliadas as zonas fundidas com duas classes de consumíveis. As Tabelas 6.3 e 6.4 apresentam os resultados obtidos com o ensaio de tenacidade ao impacto para a soldagem com o arame maciço. Nestas tabelas observam-se três variáveis avaliadas (tipo de tratamento térmico, energia de soldagem empregada e a temperatura de ensaio). Pelos valores apresentados, não se verifica muita variação nos valores de energia absorvida ao impacto para esse material gerado com a soldagem com o arame eletrodo citado.

As Figuras 6.5 e 6.6 mostram graficamente os resultados para os ensaios realizados. Em ambos os consumíveis foi utilizado o mesmo nível de temperatura de avaliação.

Essa faixa de temperatura abordada possibilita a correlação, em termos dos aços comerciais, os quais apresentam a temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ como limite de referência para as características de tenacidade, como foi abordado no metal de base.

Tabela 6.3 – Resultados da avaliação do metal de solda no material tratado em forno tipo Box, gerado pela soldagem com o eletrodo AWS ER 309LSi.

Tratamento	E. Soldagem	Temp. (°C)	E. Absorvida (J)		Média (J)	DP (J)
			(J)	J/cm ²		
Box	Baixa	0	64	160,0	54,0	6,8
			52	130,0		
			49	122,5		
			51	127,5		
		-10	20	50,0	44,8	16,7
			56	140,0		
			53	132,5		
			50	125,0		
		-20	52	130,0	50,3	1,5
			50	125,0		
			49	122,5		
	Alta	0	51	127,5	54,7	3,2
			57	142,5		
			56	140,0		
		-10	58	145,0	57,5	6,1
			65	162,5		
			57	142,5		
			50	125,0		
		-20	52	130,0	53,3	1,5
			55	137,5		
			53	132,5		

Embora tenha sido registrado alguma variação nos resultados de tenacidade ao impacto para a zona fundida gerada com o arame maciço austenítico, a energia absorvida ao impacto tendeu a manter-se no nível de 50 J, independente da temperatura de ensaio. Isso era esperado, uma vez que o material da zona fundida apresenta características austeníticas, eliminando a questão de fragilidade por transformação de fase e por minimização da temperatura, não apresentando assim, transição dúctil-frágil.

Pela composição mostrada por esse consumível (Tabela 6.1), esse aço pertence à classe 309, apresentando elevados teores de cromo e níquel, além dos teores de manganês e silício, apresentando boas características para soldagem, gerando assim um metal de boas características mecânicas (ASM, 1990). O mesmo comportamento foi observado na soldagem com alta e baixa energia bem como com tratamento térmico dos material de base diferente (tratamento em forno contínuo e forno tipo Box – Figuras 6.5 e 6.6).

Tabela 6.4 – Resultados da avaliação do metal de solda no material tratado em forno contínuo, gerado pela soldagem com o eletrodo AWS ER 309LSi.

Tratamento	E. Soldagem	Temp. (°C)	E. Absorvida		Média (J)	DP (J)
			(J)	J/cm ²		
Contínuo	Baixa	0	57	142,5	56,7	1,5
			58	145,0		
			55	137,5		
		-10	53	132,5	52,0	2,6
			49	122,5		
			54	135,0		
		-20	50	125,0	53,0	3,0
			56	140,0		
			53	132,5		
	Alta	0	58	145,0	56,3	3,8
			52	130,0		
			59	147,5		
		-10	54	135,0	54,0	2,0
			56	140,0		
			52	130,0		
		-20	51	127,5	52,7	2,9
			51	127,5		
			56	140,0		

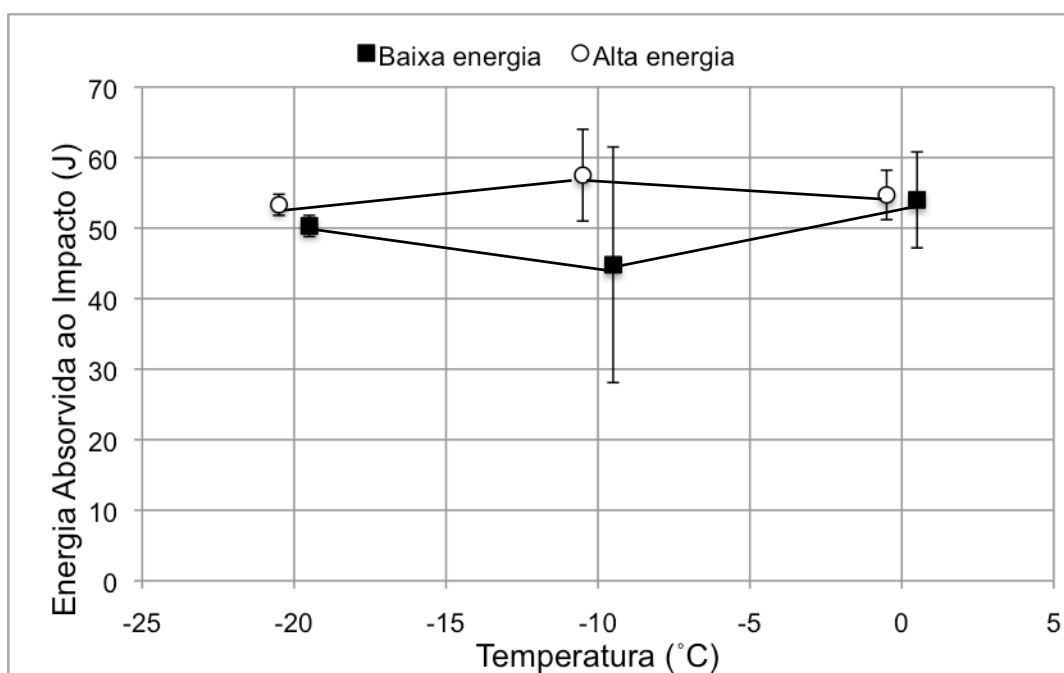


Figura 6.5 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno tipo Box, gerada com o arame maciço (AWS ER309LSi).

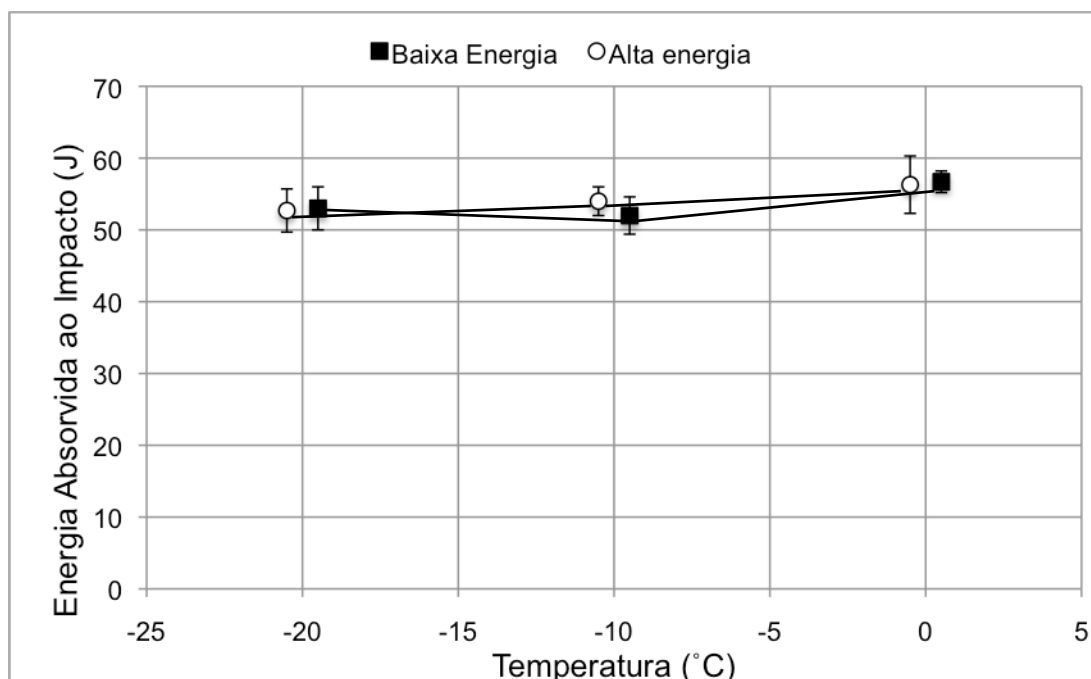


Figura 6.6 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno Contínuo, gerada com o arame maciço (AWS ER309LSi).

No entanto, observando as Tabelas 6.5 e 6.6 nota-se a baixa energia absorvida durante o impacto para todos os ensaios realizados nos corpos de prova gerados a partir da solda com o arame tubular experimental da classe AWS EC 409. O metal de solda gerado se mostrou bastante frágil. A zona fundida a partir do arame tubular ferrítico gerou uma estrutura bruta de fusão, proporcionando microestruturas de alto índice de fragilidade (Figura 6.2).

Na Tabela 6.2, os teores de Cr e Ni distam dos valores tanto apresentados pelo metal de base, quanto do material austenítico utilizado anteriormente. Pelos teores apresentados, esse metal não se posicionaria dentro das classes comerciais do material aqui em estudo. Seus teores de cromo (9,96%) e níquel (0,016%), além do carbono na ordem de 0,04%, podem permitir, a geração de material com baixa tenacidade, como puderam ser observados na Figura 6.2 e Figuras 6.7 e 6.8, pela tenacidade através da energia absorvida ao impacto apresentada.

Analisando os teores da liga gerada pelo metal de adição do arame tubular experimental da classe AWS EC 409, é possível posicioná-lo, segundo o diagrama mostrado na Figura 2.8 (BALMFORTH; LIPPOLD, 2000) dentro de uma região de temperabilidade (Ferrita + Martensita) e com a diluição desse metal de adição com o metal de base é possível que a temperabilidade tenha sido maior. O balanço composicional não possibilitou a geração de um metal de adição que tivesse um controle mais efetivo da microestrutura, gerando muita

martensita e estruturas grosseiras (Figura 6.2). É possível que um balanço melhor dos teores de níquel e carbono pudessem ter melhorado as propriedades do metal fundido.

Tabela 6.5 – Resultados da avaliação do metal de solda no material tratado em forno tipo Box, gerado pelo eletrodo experimental da classe AWS EC 409.

Tratamento	E. Soldagem	Temp. (°C)	E. Absorvida (J)		Média (J)	DP (J)
			(J)	(J/cm ²)		
Box	Baixa	0	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
		-10	3	7,5	2,3	0,6
			2	5,0		
			2	5,0		
		-20	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
	Alta	0	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
		-10	4	10,0	3,0	1,0
			3	7,5		
			2	5,0		
		-20	3	7,5	2,7	0,6
			2	5,0		
			3	7,5		

Outro fator a ser observado nesse metal de adição é o teor de cromo. Este se estabelece em aproximadamente 10%. Muito embora tal teor apresente propriedades superiores aos aços convencionais (aço ao carbono), segundo a literatura (FOLKHARD, 1985; ROBERGE, 1999), esse seria insuficiente para a formação de um filme passivo adequado necessitando para tal de teores superiores a 10,5%. Esse baixo teor na região da soldagem poderia gerar desequilíbrio eletroquímico, promovendo, dependendo do ambiente a que esse material estivesse submetido, a um sistema de corrosão, aumentado ainda mais pelos teores de carbono mais elevados do que os observados no metal de base (ROBERGE, 1999).

Embora tenha-se gerado uma certa diluição, mesmo que não medida, pelas Figuras 6.7 e 6.8, nota-se que não houve variações na energia absorvida ao impacto com a mudança de material, tão pouco com o aumento da energia de soldagem.

Tabela 6.6 – Resultados da avaliação do metal de solda no material tratado em forno contínuo, gerado pelo eletrodo experimental da classe AWS EC 409.

Tratamento	E. Soldagem	Temp. (°C)	E. Absorvida (J)		Média (J)	DP (J)
			(J)	(J/cm ²)		
Contínuo	Baixa	0	2	5,0	2,7	1,2
			4	10,0		
			2	5,0		
		-10	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
		-20	2	5,0	2,3	0,6
			3	7,5		
			2	5,0		
	Alta	0	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		
		-10	3	7,5	2,3	0,6
			2	5,0		
			2	5,0		
		-20	2	5,0	2,0	0,0
			2	5,0		
			2	5,0		

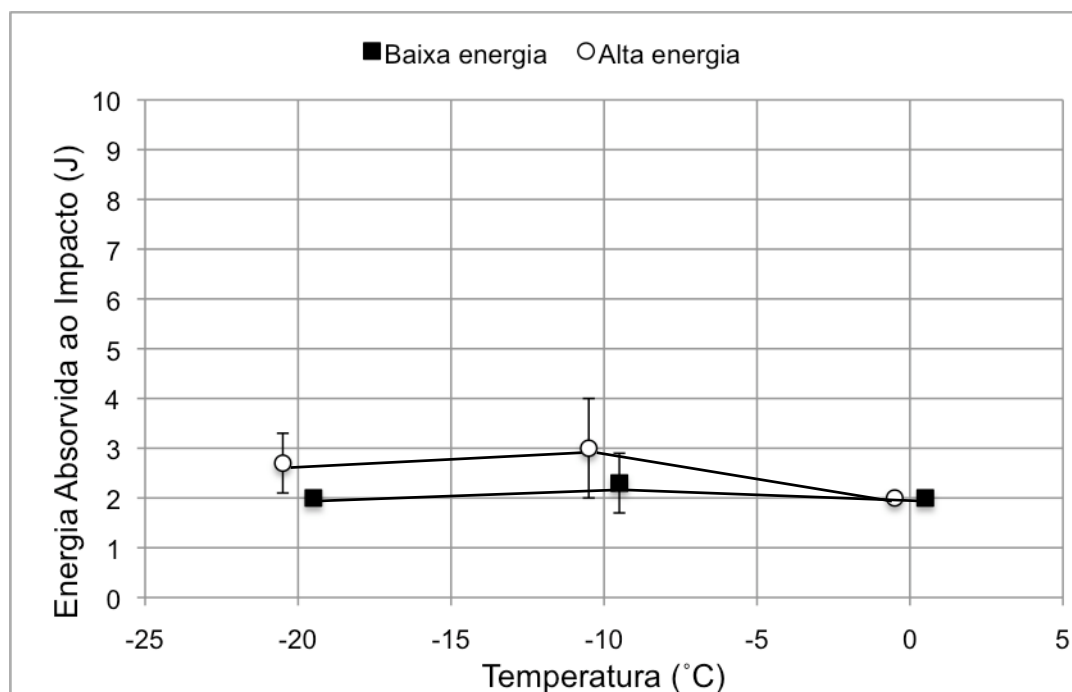


Figura 6.7 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno tipo BOX, gerada com o arame tubular experimental (AWS EC 409).

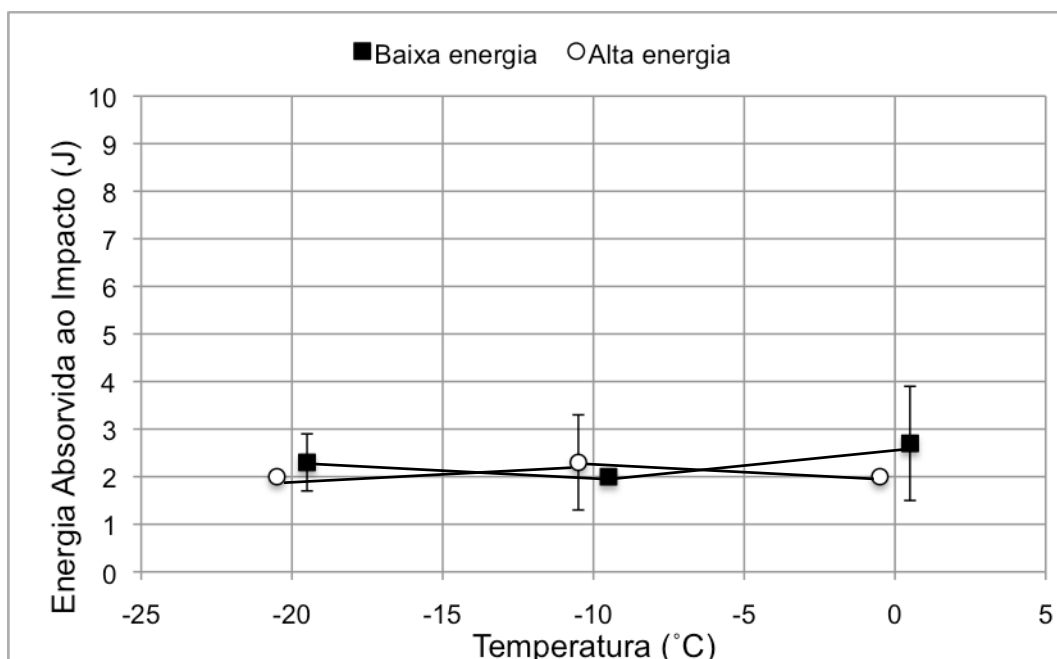


Figura 6.8 – Variação da tenacidade ao impacto para a região fundida de um material tratado em forno Contínuo, gerada com o arame tubular experimental (AWS EC 409).

6.4. Análise Fractográfica

Para uma maior elucidação dos fenômenos observados nos resultados de tenacidade ao impacto para a região fundida com os dois materiais de adição, uma avaliação similar à realizada com o material de base (avaliação da topografia da fratura em MEV) foi realizada.

A Figura 6.9 apresenta a topografia da fratura gerada na zona fundida com o material austenítico como metal de adição. É observado que a fratura gerada apresenta uma característica dúctil, apresentando micro deformação plástica em sua topografia, caracterizada pela presença dos “dimples” ou “microvoids”.

Diferente do que se observa no material gerado pelo arame maciço, o metal de solda gerado com o arame tubular experimental (AWS EC 409) apresentou uma topografia de fratura com características frágeis. Na Figura 6.10 são notados alguns detalhes da topografia desse material. Na seleção dessa figura é mostrada uma estrutura totalmente plana, certamente resultado de uma clivagem.

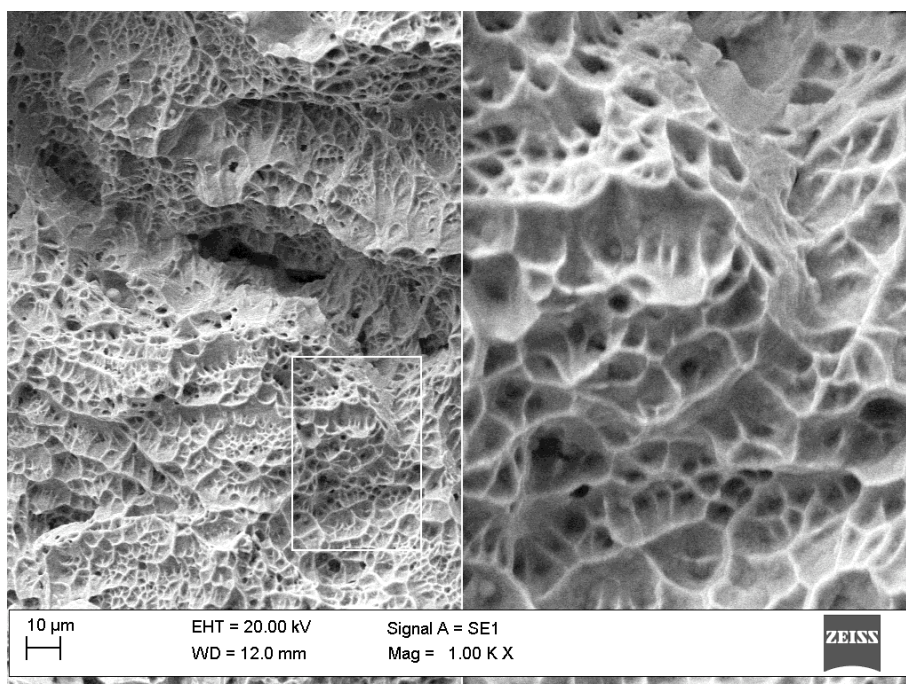


Figura 6.9 – Topografia da fratura gerada em um corpo de prova soldado com metal de adição austenítico (AWS ER309LSi) visualizada através de microscopia eletrônica de varredura com a técnica do elétrons retroespalhados.

A princípio, a soldagem com o arame tubular apresentou uma estrutura dualizada (ferrita + martensita). A ferrita, de uma forma geral apresenta-se como um componente de característica mais dúctil e por conseguinte teria uma tenacidade mais elevada que a martensita, sendo limitada sua tenacidade pela presença de precipitados (EHRICH et alii, 1994). Assim, ao se observar a Figura 6.10c, será notado a presença de estrutura com algum indício de plasticidade, que certamente seria resultado da interação da ferrita presente na microestrutura desse metal de solda. Mas, embora seja notado algum indício de plasticidade na topografia dessa fratura, o fenômeno governante foi a clivagem ou “quasi-cleavage”, pois a microestrutura de “microvoids”, periférica às facetas, é notada.

De acordo com Dieter (1988) a fratura por quase-clivagem é relatada mas é distinta da fratura por clivagem. Ela é observada principalmente em fratura de aços temperados ou revenidos, quando carregados a baixas temperaturas. O termo quase-clivagem é utilizado, pois as facetas apresentadas na superfície da fratura não são planos de clivagem verdadeiros. Essas facetas são geralmente correspondentes em tamanho ao grão austenítico primário. As fraturas por quase-clivagem geralmente apresentam “dimples” e/ou picos gerados por uma estrutura “rasgada” na periferia das facetas.

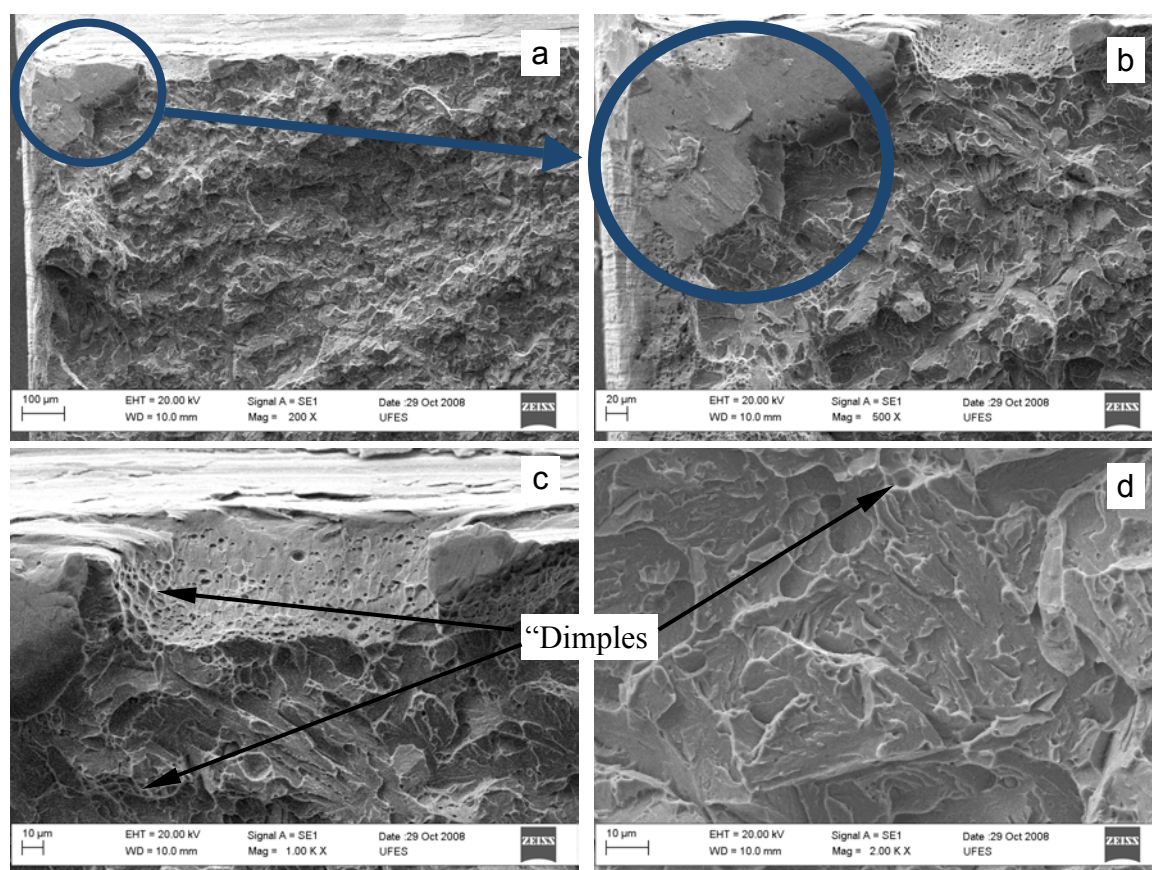


Figura 6.10 – Topografia da fratura gerada em um corpo de prova soldado com metal de adição ferrítico (AWS EC 409) visualizada através de microscopia eletrônica de varredura com a técnica do elétrons retroespalhados.

6.5. Considerações sobre o metal fundido

Acerca do exposto acima, avalia-se que o material soldado com o consumível da classe AWS ER 309LSi apresenta em todas as soldas uma energia absorvida ao impacto dentro de um mesmo nível. Esse fato é constatado em todos os ensaios realizados na zona fundida gerada a partir da utilização desse material. Como era esperado, em função do tipo de material (estrutura austenítica) na zona fundida, a variação da temperatura não seria relevante no que diz respeito a tenacidade, relacionada aqui pelos resultados de energia absorvida ao impacto.

O material gerado a partir da soldagem com o metal de adição experimental da classe AWS EC 409 não se mostrou aplicável nesta situação, visto os baixos níveis de energia absorvida durante os ensaios de charpy-V. A composição desse consumível não favoreceu a formação de estruturas resistentes ao impacto. A geração de componentes com níveis elevados de fragilidade (baixa tenacidade ao impacto) compromete sua utilização em sistemas submetidos a níveis relevantes tensões.

