



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



**A INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E
TECIMENTO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS NA
SOLDAGEM MIG/MAG ROBOTIZADA DE AÇOS SAE 8620 COM ABNT
LN28.**

FABIANO RICARDO DA COSTA PEREZ

**Dissertação apresentada à
Faculdade de Engenharia da
UNESP – Campus de Bauru,
para obtenção do título de
Mestre em Engenharia
Mecânica.**

**BAURU – SP
Dezembro – 2007**



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



**A INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E
TECIMENTO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS NA
SOLDAGEM MIG/MAG ROBOTIZADA DE AÇOS SAE 8620 COM ABNT
LN28.**

FABIANO RICARDO DA COSTA PEREZ

Orientador: Prof. Dr. Yukio Kobayashi

**Dissertação apresentada à
Faculdade de Engenharia da
UNESP – Campus de Bauru,
para obtenção do título de
Mestre em Engenharia
Mecânica.**

**BAURU – SP
Dezembro – 2007**

DEDICATÓRIA

Dedico a minha querida esposa e companheira pela compreensão e ajuda para que esse trabalho fosse concluído.

A minha avó, minha mãe e minha tia pelo apoio concedido durante toda a minha formação escolar e acadêmica.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por ter me dado saúde, disposição, tranqüilidade, sabedoria e ajuda em todos os momentos que necessitei.

À minha esposa e companheira Cintia Aparecida Fernandes, pela paciência e apoio na elaboração desse trabalho.

A minha avó Maria de Lourdes, a minha tia Fátima Aparecida e a minha mãe pelo esforço que fizeram para me proporcionar uma boa educação e formação.

Ao Prof. Dr. Yukio Kobayashi pela orientação, empenho e colaboração nesta dissertação e, fundamentalmente, pela amizade, compreensão e apoio durante estes anos de trabalho.

Aos colegas de trabalho José Carlos, Leandro, Vinicius e Rafael que ajudaram muito na realização dos ensaios.

A empresa Máquinas Agrícolas Jacto que forneceu todos os recursos técnicos que possibilitaram a realização desse trabalho.

Aos demais professores, funcionários e alunos da Faculdade de Engenharia da UNESP – Campus de Bauru que colaboraram direta e indiretamente para a realização deste trabalho.

“As injúrias devem ser feitas todas de uma vez, a fim de que, tomando-se-lhes menos o gosto, ofendam menos. E os benefícios devem ser realizados pouco a pouco, para que sejam mais bem saboreados.”

(Maquiavel)

Sumário.

Lista de Figuras	ii
Lista de Tabelas	iv
Resumo	vii
Abstract	viii
1. Introdução	01
2. Objetivos	03
3. Revisão Bibliográfica	04
3.1. Processo de Soldagem Robotizado MIG/MAG.....	04
3.1.1. Descrição do Processo.....	04
3.1.2. Equipamentos utilizados no processo de soldagem robotizada MIG/MAG.....	05
3.1.3. Variáveis do processo.....	09
3.1.4. Gases de Proteção.....	13
3.1.5. Arames para soldagem MIG/MAG.....	14
3.1.6. Transferência metálica no processo MIG/MAG.....	15
3.1.7. Tecimento no processo de soldagem.....	17
3.2. Metalurgia da Soldagem.....	19
3.2.1. Classificação dos aços.....	19
3.2.2. Estrutura cristalina dos metais.....	20
3.2.3. Tratamentos térmicos.....	23
3.2.4. Propriedades do metal de solda.....	26
3.2.5. Microestrutura da Zona Fundida.....	38
4. Materiais e Métodos	48
4.1. Célula de Soldagem.....	48
4.2. Dispositivo de Soldagem.....	51
4.3. Forno de Aquecimento.....	52
4.4. Pirômetro.....	52
4.5. Multímetro.....	52
4.6. Lixadeira.....	52
4.7. Consumíveis de Soldagem.....	53
4.8. Material base e corpos de prova.....	53
4.9. Método experimental.....	57
4.10. Ensaio de Tração.....	64
4.11. Ensaio de Impacto.....	65
4.12. Ensaio de Dureza.....	65
4.13. Tratamentos estatísticos.....	65
5. Resultados e discussão	67
6. Conclusão	104
7. Referências Bibliográficas	106

Lista de Figuras.

Figura 3. 1 – Processo de soldagem MIG/MAG (Costa, 2003).....	04
Figura 3.2 – Desenho esquemático dos principais equipamentos utilizados no processo de soldagem robotizado MIG/MAG. (Motoman, 1995).....	06
Figura 3.3 – Esquema de uma célula de soldagem com manipulador (robô) de 07 graus de liberdade.....	08
Figura 3.4 – Principais componentes de uma tocha de soldagem.....	09
Figura 3.5 – Efeito da corrente de soldagem num processo MAG, aço carbono, curto-circuito, Ar-25%CO ₂	10
Figura 3.6 – Efeito da tensão de soldagem num processo MIG, alumínio.....	11
Figura 3.7 – Efeito da velocidade de soldagem num processo MIG alumínio.....	11
Figura 3.8 – Influência do ângulo e direção da tocha no cordão de solda (Costa, 2003).....	12
Figura 3.9 – Transferência curto-circuito (a), globular (b) e spray (c) (Bracarense, 2005).....	16
Figura 3.10 - Padrões de movimentação do arame.....	18
Figura 3.11 - Transformação sólido-líquido, ferro puro.....	21
Figura 3.12 - Transformação sólido-líquido, liga metálica.....	21
Figura 3.13 - As três estruturas cristalinas mais comuns dos metais, HC, CFC e CCC.....	23
Figura 3.14 - Estimativa de diluição a partir da geometria da solda: (a) junta de topo; (b) junta com chanfro em V.....	28
Figura 3.15 - Ciclo térmico de soldagem.....	29
Figura 3.16 – Repartição térmica de uma solda.....	30
Figura 3.17 - As técnicas de soldagem de (a) trançar e (b) filetar.....	31
Figura 3.18 - Fissuração no centro do cordão em um passe único de alta penetração.....	32
Figura 3.19 - Caminhos do fluxo de calor em juntas de topo e em ângulo.....	37
Figura 3.20 - Constituintes da zona fundida de aços ferríticos observados ao microscópio ótico, segundo o sistema do IIW (Ale, 1991).....	40
Figura 3.21 – Constituintes da zona fundida de aços ferríticos (Alé, 1991).....	41
Figura 3.22 - Estrutura Martensítica em aço baixo carbono baixa Liga.....	43
Figura 3.23 – Estrutura Martensítica Revenida em aço baixo carbono baixa liga.....	43
Figura 3.24 – Exemplo de microestrutura composta de ferrita acicular (Vishnu, 1993).....	44
Figura 3.25 – Ferrita de contorno de grão (branco) em aço 1045 (Benscoter, 1992). 45	45
Figura 3.26 – Ferrita poligonal em aço A-36 (Huppi, 1993).....	45
Fig 4.1 – Esquema de célula de Soldagem Robotizada ArcWorld 1000.....	48
Figura 4.2 – Fonte de Soldagem Hobart ARC-MASTER 351.....	49
Figura 4.3 – Curva V x A do modo MAG da fonte Hobart ARC-MASTER 351 – (Thermadyne, 1996).....	49
Figura 4.4 – Robot Motoman modelo K6.....	50
Figura 4.5 – Dispositivo de Soldagem.....	51
Figura 4.6 – Dimensões do corpo de prova de soldagem.....	54
Figura 4.7 – Dimensões da junta.....	54
Figura 4.8 – Corpo de prova de Micrografia.....	55
Figura 4.9 – Corpo de prova para ensaio de tração.....	55

Figura 4.10 – Corpo de prova para ensaio de impacto.....	56
Figura 4.11 – Corpo de prova para ensaio de dureza.....	57
Figura 4.12 – Operação de soldagem dos corpos de prova.....	57
Figura 4.13 – Seqüência de passes utilizada no processo de soldagem dos corpos de prova.....	58
Figura 4.14 – Medição de temperatura interpasses.....	58
Figura 4.15 – Processo de eliminação de não conformidades na soldagem dos corpos de prova.....	58
Figura 4.16 – Corpo de prova pronto para ser pré-aquecido.....	59
Figura 4.17 – Corpo de prova posicionado no dispositivo de soldagem.....	59
Figura 4.18 – Travas do corpo de prova.....	60
Figura 4.19 – Corpo de prova após a execução do primeiro passe de soldagem ou passe de raiz.....	62
Figura 4.20 – Corpo de prova após a execução dos passes de soldagem de 2 a 10.....	63
Figura 4.21 – Corpo de prova após a execução do 11° passe de soldagem ou enchimento de raiz.....	63
Figura 4.22 – Corpo de prova para ensaio de tração.....	64
Figura 4.23 – Corpo de prova para ensaio de micrografia.....	64
Figura 4.24 – Máquina de ensaio de tração.....	64
Figura 4.25 – Ensaio de Tração.....	65
Figura 5.1 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento ZIGZAG.....	67
Figura 5.2 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento ZIGZAG.....	67
Figura 5.3 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento VAIVEM.....	68
Figura 5.4 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento VAIVEM.....	68
Figura 5.5 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e sem tecimento.....	69
Figura 5.6 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e sem tecimento.....	69
Figura 5.7 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento ZIGZAG... ..	70
Figura 5.8 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento ZIGZAG... ..	70
Figura 5.9 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento VAIVEM... ..	71
Figura 5.10 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento VAIVEM... ..	71
Figura 5.11 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e sem tecimento.....	72
Figura 5.12 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e sem tecimento.....	72
Figura 5.13 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento ZIGZAG... ..	73
Figura 5.14 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento ZIGZAG... ..	73

Figura 5.15 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento VAIVEM.....	74
Figura 5.16 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento VAIVEM.....	74
Figura 5.17 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e sem tecimento.....	75
Figura 5.18 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e sem tecimento.....	75
Figura 5.19 – Limite de resistência a tração x Temperatura x Processos.....	87
Figura 5.20 – Tenacidade x Temperatura x Processos.....	90
Figura 5.21 – Dureza na ZTA 8620 x Temperatura x Processos.....	99
Figura 5.22 – Dureza na ZTA LN28 x Temperatura x Processos.....	102

Lista de Tabelas.

Tabela 4.1 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados á temperatura ambiente.....	60
Tabela 4.2 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados á temperatura de pré-aquecimento de 120 °C.....	61
Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados á temperatura de pré-aquecimento de 220 °C.....	62
Tabela 5.1 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 01 – Tecimento tipo ZIGZAG sem pré-aquecimento.....	76
Tabela 5.2 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 02 – Tecimento tipo VAIVEM sem pré-aquecimento.....	76
Tabela 5.3 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 03 – Sem Tecimento e sem pré-aquecimento.....	76
Tabela 5.4 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 04 – Tecimento tipo ZIGZAG e pré-aquecido a 120 °C.....	77
Tabela 5.5 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 05 – Tecimento tipo VAIVEM e pré-aquecido a 120 °C.....	77
Tabela 5.6 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 06 – Sem Tecimento e pré-aquecido a 120 °C.....	77
Tabela 5.7 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 07 – Tecimento tipo ZIGZAG e pré-aquecido a 220 °C.....	78
Tabela 5.8 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 08 – Tecimento tipo VAIVEM e pré-aquecido a 220 °C.....	78
Tabela 5.9 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 09 – Sem Tecimento e pré-aquecido a 220 °C.....	78
Tabela 5.10 – Tabela para análise de variância global.....	79
Tabela 5.11 – Saída de dados da Análise de Variância Global.....	81
Tabela 5.12 – Tabela para análise de variância processo ZIGZAG x Temperaturas, dados de tensão de ruptura em Kgf/mm ²	82
Tabela 5.13 – Saída de dados da Análise de Variância Processo ZIGZAG x Temperaturas.....	82
Tabela 5.14 – Tabela para análise de variância processo VAIVEM x Temperatura, dados de tensão de ruptura em Kgf/mm ²	83
Tabela 5.15 – Saída de dados da Análise de Variância Processo VAIVEM x Temperaturas.....	83

Tabela 5.16 – Tabela para análise de variância processo CONTÍNUO x Temperaturas, tensão de ruptura em Kgf/mm ²	84
Tabela 5.17 – Saída de dados da Análise de Variância Processo CONTÍNUO x Temperaturas.....	84
Tabela 5.18 – Tabela para análise de variância Temperatura Ambiente x Processos, dados de tensão de ruptura em Kgf/mm ²	84
Tabela 5.19 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Ambiente x Processos.....	85
Tabela 5.20 – Tabela para análise de variância Temperatura de Pré-aquecimento de 120°C x Processos, dados de tensão de ruptura em Kgf/mm ²	85
Tabela 5.21 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Pré-aquecimento 120°C x Processos.....	86
Tabela 5.22 – Tabela para análise de variância Temperatura de Pré-aquecimento de 220°C x Processos, dados de tensão de ruptura em Kgf/mm ²	86
Tabela 5.23 – Saída de dados da Análise de Variância Temperaturas Pré-aquecimento 220°C x Processos.....	87
Tabela 5.24 – Dados para análise de variância Global dos resultados do ensaio de tenacidade.....	88
Tabela 5.25 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de tenacidade.....	89
Tabela 5.26 – Tenacidade média em função da temperatura de pré-aquecimento...	90
Tabela 5.27 – Dados para análise de variância global das médias dos ensaios de dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	91
Tabela 5.28 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	92
Tabela 5.29 – Tabela para análise de variância do processo ZIGZAG x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	93
Tabela 5.30 – Saída de dados da Análise de Variância do processo ZIGZAG x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	94
Tabela 5.31 – Tabela para análise de variância do processo VAIVEM x Temperatura, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	94
Tabela 5.32 – Saída de dados da Análise de variância do processo VAIVEM x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	95
Tabela 5.33 – Tabela para análise de variância do processo CONTÍNUO x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	95
Tabela 5.34 – Saída de dados da Análise de variância do processo CONTÍNUO x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	96
Tabela 5.35 – Tabela para análise de variância Temperatura Ambiente x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	96
Tabela 5.36 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Ambiente x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	97
Tabela 5.37 – Tabela para análise de variância Temperatura de Pré-aquecimento de 120°C x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 862 0.....	97
Tabela 5.38 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Pré-aquecimento de 120°C x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	97
Tabela 5.39 – Tabela para análise de variância Temperatura de Pré-aquecimento de 220°C x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 862 0.....	98
Tabela 5.40 – Saída de dados da Análise de Variância Temperaturas Pré-aquecimento 220°C x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.....	98

Tabela 5.41 – Dados para análise de variância global das médias dos ensaios de dureza na ZTA do aço LN 28.....	100
Tabela 5.42 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço LN 28.....	101
Tabela 5.43 – Dureza média na ZTA do aço LN 28 em função dos processos.....	102

Resumo.

O objetivo desse trabalho é analisar cientificamente uma realidade encontrada no chão de fábrica de uma empresa fabricante de equipamentos agrícolas pesados comparada aos cuidados teoricamente requeridos na soldagem MAG robotizada de dois aços dissimilares, sendo um aço comum ao carbono, o aço ABNT LN28, e o outro um aço de baixa liga, o aço SAE 8620. Recomenda-se da literatura que na soldagem do aço SAE 8620 seja utilizado o pré-aquecimento, dessa forma será então analisada a influência da temperatura de pré-aquecimento e do tectamento na microestrutura e na resistência da junta soldada. Para esse objetivo serão soldados vários corpos de prova sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento e condições de tectamento. Na análise será considerado a microestrutura resultante na zona termicamente afetada composta pelo material SAE 8620 e a zona fundida, a resistência a tração e ao impacto da junta soldada obtida no processo e a dureza na zona termicamente afetada. Concluiremos que não é recomendável, no chão de fábrica, utilizar-se de pré-aquecimento e fazer estudos aprofundados quanto a influência do tectamento levando-se em conta que essas variáveis não afetaram prejudicialmente a microestrutura e resistência da junta e qualquer disposição em contrário encareceria desnecessariamente o processo.

Abstract.

The objective of this work is to analyze the reality scientifically found in the ground of factory of a manufacturing company of heavy agricultural equipments compared to the cares theoretically requested in the robotic GMAW of two dissimilar steels, the ABNT LN28 steel and a low alloy steel, the SAE 8620 steel. It is recommended of the literature that in the welding of the steel SAE 8620 the preheating is used, in that way it will be analyzed the influence of the preheating temperature and of the torch weaving movement in the microstructure and in the resistance of the welded joint. For that objective they will be soldiers several test specimens under different preheating temperatures and weaving movements conditions. In the analysis of the resulting microstructure will be considered the heating affected zone composed by the material SAE 8620 and the melted area and the resistance the traction of the welded joint obtained in the process. We will conclude that it is not advisable, in the factory ground, to use of preheating and to do deepened studies as the influence of the torch weaving movement, being considered that those variables didn't affect the microstructure and resistance of the welded joint prejudicially and any disposition in opposite would endear the process unnecessarily.

1 – Introdução.

A soldagem MIG/MAG é um dos processos de união metálica mais utilizados na indústria pesada, o processo baseou-se no processo TIG e iniciou-se em 1948 a partir da necessidade de um processo capaz de controlar o fornecimento de calor na soldagem de alumínio (Miller Electric, 1962), a partir de 1951 passou a ser utilizado na soldagem de aço carbono (Moino, 1991) e desde então sua aplicação nas indústrias é cada vez maior.

Aliado ao crescimento do processo de soldagem MIG/MAG, hoje no Brasil, a robotização apresenta-se como uma técnica alternativa e capaz de revigorar a competência produtiva e qualitativa da soldagem a arco elétrico com proteção gasosa, tornando o processo de soldagem MIG/MAG robotizado um dos processos de maior interesse na indústria seriada de equipamentos pesados (Tremonti, 2000).

Na indústria de veículos fora de estrada, o processo MIG/MAG robotizado é um dos processos mais utilizados na fabricação de componentes como chassis, barras de pulverização, caçambas, retro escavadeiras, eixos e outros.

Com o advento de novas exigências técnicas para utilizações cada vez mais severas, esses produtos têm incorporado em sua composição materiais cada vez mais resistentes e por sua vez com maior exigência por cuidados dentro do processo de fabricação. Cuidados esses que vão em direção oposta a necessidade de produtividade e redução de custos requeridos nos processos de fabricação seriada.

Tendo em vista a soldagem de peças cujo material base é o aço SAE 8620 e seus similares (ABNT, AISI, ASTM) em aplicações da industria de equipamentos fora de estrada, sabe-se que o aço em questão é um aço Ni-Cr, portanto suscetível à formação de estruturas martensíticas quando submetido a aquecimento e resfriamento rápido, como é característico da operação de soldagem.

É indicado o pré-aquecimento de no mínimo a 40°C e controle de temperatura interpasses para espessuras máximas de 12,7 mm. Para espessuras de 12,7 mm a 25,4 mm a temperatura seria de 95°C a 150°C e para espessuras entre 25,4 mm e 50,8 mm a temperatura seria de 120°C a 175°C (Winso r, 1993).

Portanto, sabe-se da literatura que mesmo na soldagem de aços de baixa liga seria recomendável o pré-aquecimento do material antes e durante a soldagem multipasses, porém na realidade diária da produção nenhum cuidado especial é utilizado na soldagem desses metais.

Dessa forma foi feita a comparação das propriedades mecânicas e microestruturais de juntas soldadas obtidas sem pré-aquecimento e aquecimento interpasses e as obtidas utilizando-se da temperatura de pré-aquecimento recomendada pela literatura. Além disso, foram comparadas as mesmas características utilizando-se diferentes métodos de tecimento similares aos utilizados no chão de fábrica.

2 – Objetivos.

O objetivo desse trabalho é analisar cientificamente uma condição encontrada no chão de fábrica comparada aos cuidados teoricamente requeridos na soldagem de dois aços dissimilares, sendo um aço comum ao carbono, o aço ABNT LN28, e o outro um aço de baixa liga, o aço SAE 8620.

Para essa análise serão consideradas as propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada composta pelos materiais dissimilares SAE 8620 e ABNT LN28.

3 – Revisão Bibliográfica.

3.1 – Processo de Soldagem robotizado MIG/MAG.

3.1.1 – Descrição do Processo.

O processo de soldagem robotizado MIG/MAG é considerado um processo de soldagem automático, pois o metal de adição ou arame de soldagem é alimentado continuamente através do cabeçote e o Robô controla o posicionamento e velocidade de avanço da tocha durante as operações de soldagem, mantendo-se constante variáveis previamente programadas como a velocidade de soldagem, tecimento, “stick-out” e posição da tocha.

Além do arame são utilizados gases inertes ou ativos para proteger a região de solda. A Figura 3.1 ilustra o processo.

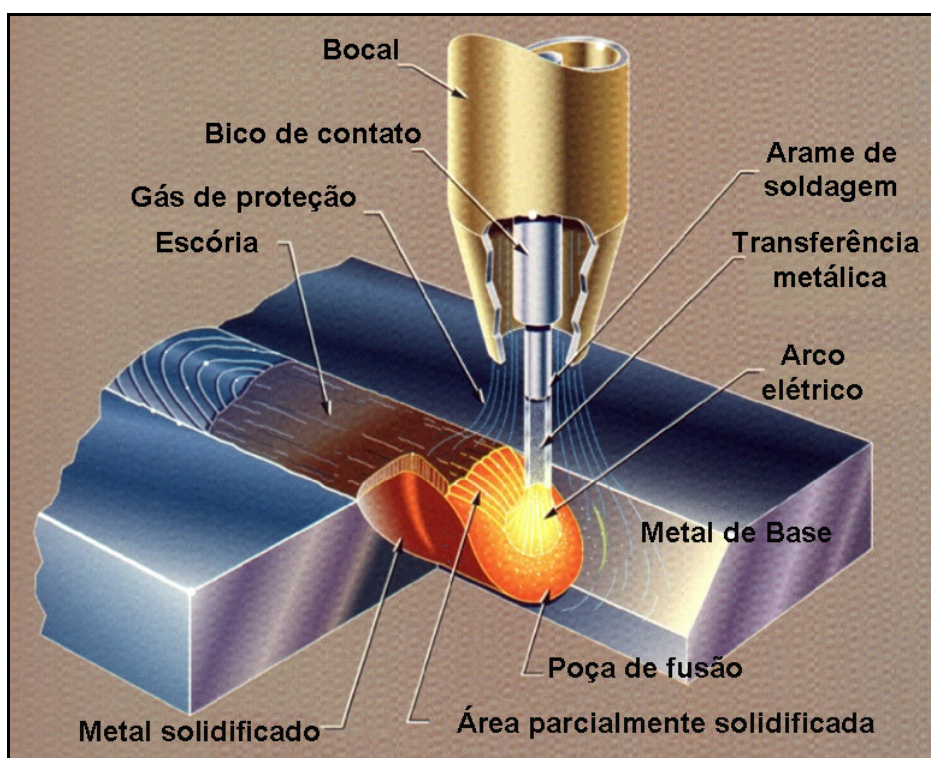


Figura 3.1 – Processo de soldagem MIG/MAG (Costa, 2003).

Neste processo, a fonte de energia fornece tensão (voltagem) constante e corrente (amperagem) retificada.

O ajuste de amperagem é feito variando-se a velocidade de alimentação do arame. Quanto maior esta velocidade, maior a corrente que a fonte fornece para fundir o arame eletrodo.

O ajuste de tensão é feito na fonte, e esta variável é que vai fornecer a energia necessária para gerar uma quantidade de corrente compatível com a velocidade de arame selecionada. Para uma tensão de trabalho definida, existe uma velocidade de arame que torna o arco e a transferência metálica mais estáveis com pouca geração de respingos.

No processo MIG/MAG trabalha-se com polaridade reversa, isto é, o arame de soldagem está ligado na polaridade positiva e a peça-obra ligada na polaridade negativa (Brandi, 1992).

3.1.2 – Equipamentos utilizados no processo de soldagem robotizada MIG/MAG.

Os principais equipamentos do sistema de soldagem robotizada MIG/MAG são a máquina de soldar (fonte de energia), a unidade de alimentação do arame de soldagem com seus controles e a tocha de soldagem com sua unidade de refrigeração. O sistema de alimentação de gás de proteção, o qual pode ser em cilindros ou rede de gás, e o manipulador ou robô de soldagem com sua respectiva unidade de controle e programação também fazem parte do sistema. Esses equipamentos podem ser visualizados na Figura 3.2 e serão discutidos separadamente na seqüência.

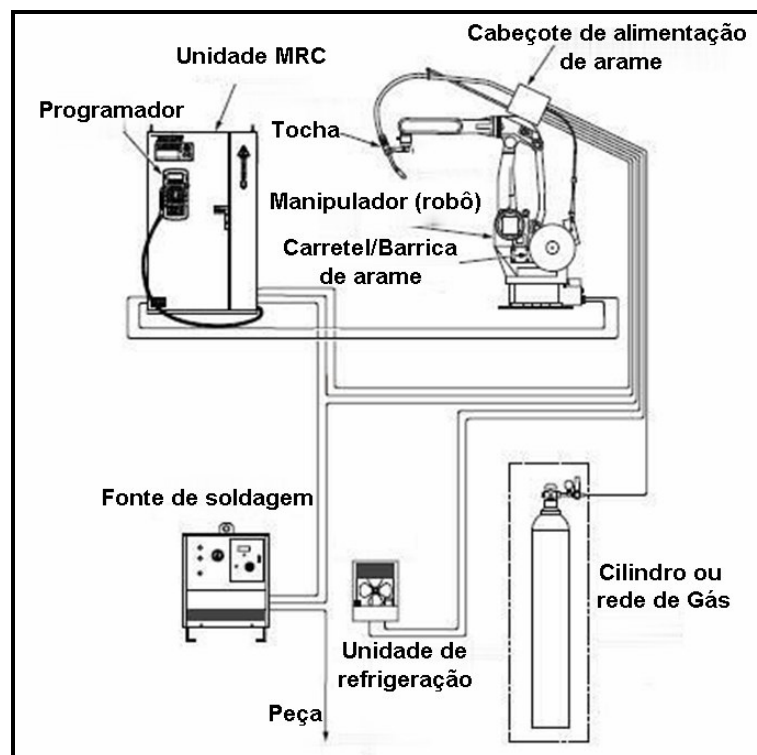


Figura 3.2 – Desenho esquemático dos principais equipamentos utilizados no processo de soldagem robotizada MIG/MAG. (Motoman, 1995).

Fontes de Energia. Atualmente existem dois tipos básicos de fontes de soldagem para o processo de soldagem MIG/MAG: as fontes convencionais e as fontes pulsadas.

As fontes convencionais fornecem corrente contínua cujo valor é praticamente constante no decorrer do tempo. Sua principal característica é a auto regulagem do arco elétrico com a variação da distância entre o bico de contato e a peça, logo é chamada de fonte de corrente a potencial constante, existem hoje inclusive estudos onde usam-se algoritmos para detectar a variação do arco e corrigir possíveis defeitos (Quinn, 1999).

As fontes pulsadas fornecem corrente contínua, ou retificada, mas sua intensidade varia no decorrer do tempo entre uma corrente de pico e uma corrente de base, a transferência da gota é feita quando a corrente atinge o valor de pico. Essas fontes propiciam soldas de alta qualidade e acabamento, sendo indicadas para soldagem de alumínio, aço inox e aços carbono onde a estrutura é de responsabilidade como por exemplo na soldagem de vasos de pressão.

Ao escolher uma fonte de soldagem um dos fatores mais importantes a considerar é o ciclo de trabalho, uma fonte que por exemplo tem ciclo de trabalho de

300A à 60%, em um período de 10 min pode operar com arco aberto por 6 min (Grist, 1993).

Unidade de alimentação de arame. A unidade de alimentação de arame ou cabeçote leva o arame de soldagem ou metal de adição desde o carretel ou barrica até o arco de soldagem através da tocha de soldagem e seus cabos, ele inclui todos os sistemas de controle da velocidade de arame e da passagem do gás de proteção. Diferentes tipos de roldanas de tração podem ser montadas de acordo com o diâmetro e o tipo de arame usado, as mais comuns são as com canais recartilhados usados para arame tubular, as com canais em U para arame de alumínio e as com canal em V para a soldagem de arame sólido. No sistema de soldagem MIG/MAG robotizado o cabeçote é montado sobre o Robô.

Manipulador ou robô. Os robôs utilizados para o processo de soldagem são manipuladores programáveis com geralmente 6 graus de liberdade e com capacidade de carga específica para carregar uma tocha de soldagem (6Kgf em média). Geralmente os robôs de soldagem são montados em bases fixas á frente dos dispositivos de soldagem e seus posicionadores, porém existem robôs que podem ter mais graus de liberdade, através de carros que podem deslocar o robô em um eixo coordenado em relação a peça, como o mostrado na Figura 3.3. A posição de montagem dos mesmos pode ser normal ou invertida (em cima da peça) de maneira a facilitar o acesso a todas as juntas de soldagem. Existem robôs que possuem sensores que poderiam estar checando a posição relativa entre os componentes da junta e fazer pequenas correções de posicionamento para evitar falhas de soldagem.

Os controladores dos robôs já são munidos com diversas configurações de movimentos padronizados para executar soldagens com diversas configurações de tecimento.

A maior vantagem da utilização dos robôs no processo de soldagem é a garantia da constância da velocidade de soldagem, posição da tocha e da distância bico de contato peça durante todo o processo e conforme previamente programado. É claro que pode-se programar soldagens cujos itens já citados podem ser variados durante o processo porém sob escolha do programador. O único inconveniente é que deve-se garantir o perfeito alinhamento entre o caminho percorrido pela tocha

de soldagem e o eixo da junta a ser soldada, porém muitos sistemas têm sido desenvolvidos para monitorar o processo e garantir boa soldagem mesmo com variações da junta (Alfaro, 2003).

Outras vantagens como produtividade e eliminação de processos desconfortáveis ao operador como soldagem pesada também têm levado a escolha pelo processo de soldagem robotizado.

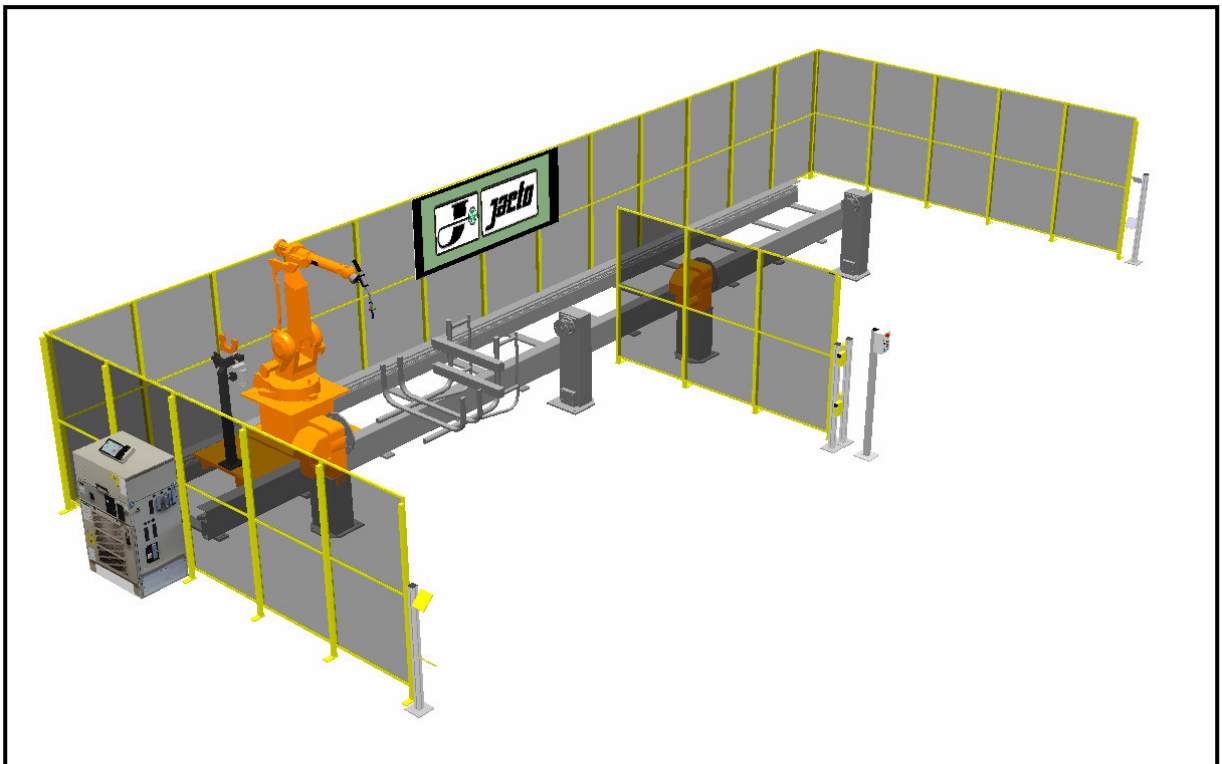


Figura 3.3 – Esquema de uma célula de soldagem com manipulador (robô) de 07 graus de liberdade.

Tocha de soldagem e componentes. A tocha de soldagem utilizada no processo de soldagem MIG/MAG robotizada é uma tocha refrigerada a água, levando-se em conta que os sistemas robotizados são projetados para trabalhar em altos ciclos de trabalho. A tocha de soldagem para executar sua função básica de manter o arco-elétrico e levar o arame de soldagem continuamente a poça de fusão é composta por vários itens como pode ser visto na Figura 3.4. Algumas tochas podem conter em seu corpo sua própria unidade de assistência ao tracionamento de arame (Holliday, 1993).

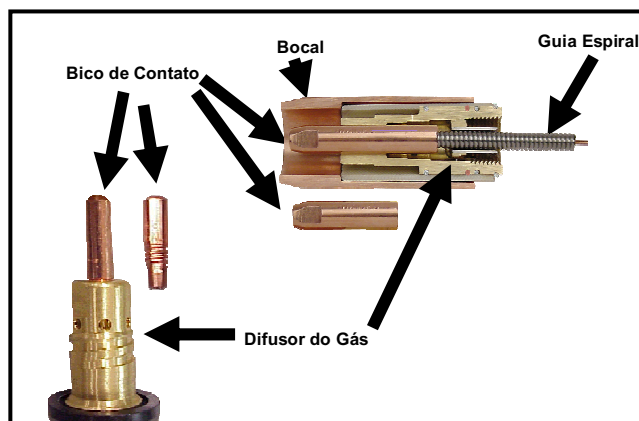


Figura 3.4 – Principais componentes de uma tocha de soldagem.

3.1.3 – Variáveis do processo.

As variáveis de soldagem são os fatores que podem ser ajustados para controlar uma solda. Para obter os melhores resultados no processo de soldagem, é necessário conhecer o efeito de cada variável sobre as diversas características ou propriedades da solda.

Certas variáveis que podem ser continuamente reguladas e facilmente lidas constituem controles melhores que aquelas que não podem ser medidas ou só podem ser modificadas por degraus. De acordo com esta característica, as variáveis de soldagem são divididas em três grupos: as variáveis pré-selecionadas, as variáveis primárias e as variáveis secundárias de ajuste.

As variáveis pré-selecionadas para este processo são: o diâmetro e o tipo de arame, o tipo de gás de proteção e sua vazão; sendo que estes não permitem bons controles de solda; elas são principalmente determinadas pelo tipo de material soldado, a sua espessura, a posição de soldagem, o regime de deposição desejado e as propriedades mecânicas necessárias.

As variáveis primárias controlam o processo depois que as variáveis pré-selecionadas foram determinadas; elas controlam a formação do cordão, a estabilidade do arco, o regime de deposição e a qualidade da solda. Estas variáveis são: a tensão do arco, a corrente de soldagem e a velocidade de avanço.

As variáveis secundárias, que também podem ser modificadas de maneira contínua, são, as vezes, difíceis de medir com precisão, elas constituem, desta forma, controles simples, especialmente em soldagem automática. Elas não afetam diretamente a formação do cordão, mas agem sobre uma variável primária que, por

sua vez, provoca uma certa modificação na formação do cordão. Estas variáveis são: a extensão do eletrodo (“stick-out”), o ângulo do bocal e a velocidade de alimentação do arame.

A extensão do eletrodo (“stick-out”) é a distância entre o último ponto de contato elétrico, normalmente a extremidade do bico de contato, e a peça de trabalho.

O ângulo do bocal é a posição da tocha de soldagem com relação á junta, esta posição é definida por dois ângulos (transversal e longitudinal). O ângulo transversal é dado pela posição da tocha e da junta num plano perpendicular á direção de avanço. Nas soldas de ângulo, o ângulo transversal é normalmente igual à metade do ângulo formado pelas peças a soldar; nas soldas de topo, ele é de 90° em relação à superfície das peças.

O ângulo longitudinal é o ângulo entre a linha de centro da pistola e uma linha perpendicular ao eixo da solda; é este ângulo que é dado como ângulo do bocal.

Utilização das variáveis de soldagem. Quando se deseja modificar uma característica de uma solda, por exemplo a penetração, deve-se agir sobre uma variável primária, no caso, a corrente. Se esta variação da penetração for apenas temporário, por exemplo: a variação local da abertura de raiz, deve-se agir sobre uma variável secundária, no caso, o comprimento livre do eletrodo.

Influência das variáveis de soldagem. A corrente elétrica (amperagem) é controlada pela velocidade do arame e um aumento da velocidade do arame, implica em maior quantidade de eletrodo a ser fundido. Maior quantidade de corrente de soldagem é fornecida pela fonte de soldagem e vice-versa. A principal influência desta variável está no controle da penetração de solda. Para um aumento da corrente de soldagem temos um aumento da penetração em um mesmo valor de tensão (vtagem) conforme pode ser visualizado na Figura 3.5.

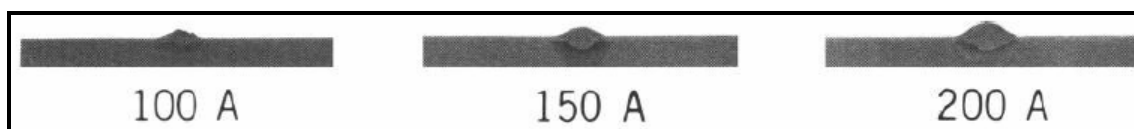


Figura 3.5 – Efeito da corrente de soldagem num processo MAG, aço carbono, curto-circuito, Ar-25%CO₂ (Fortes, 2005).

A tensão de soldagem (voltagem) controla o comprimento do arco elétrico. Um aumento na voltagem provoca um acréscimo na altura e no diâmetro do cone do arco. Com o aumento do arco elétrico, uma maior área do metal de solda é aquecida resultando num cordão mais largo e mais baixo pelo aumento da fluidez da poça de fusão conforme pode ser visualizado na Figura 3.6.

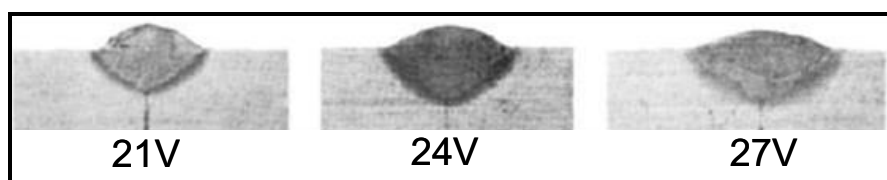


Figura 3.6 – Efeito da tensão de soldagem num processo MIG, alumínio. (Fortes, 2005).

A velocidade de avanço (velocidade de soldagem) também influencia a penetração da solda. Para uma velocidade muito alta de soldagem, o arco não permanece tempo suficiente na região de solda para proporcionar uma boa fusão e penetração do cordão. Já para uma velocidade baixa, a penetração aumenta mas, para uma velocidade excessivamente baixa de soldagem, o próprio metal fundido na poça funciona como isolante térmico para a transferência de calor do arco para o metal base, prejudicando também a penetração da solda. Na Figura 3.7 pode-se perceber a diferença na penetração da solda com três valores de velocidade de soldagem.

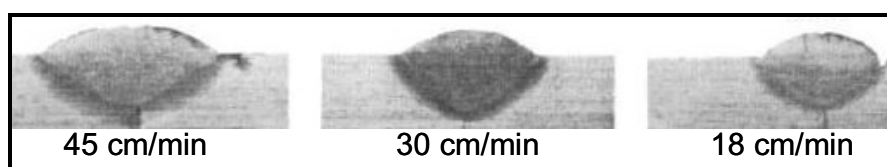


Figura 3.7 – Efeito da velocidade de soldagem num processo MIG alumínio (Fortes, 2005).

A extensão do eletrodo (“stick-out”), ao ser aumentada gera uma queda na amperagem e uma elevação na voltagem, uma menor quantidade de corrente é necessária para fundir o arame devido ao aquecimento do mesmo pelo aumento da resistência elétrica do circuito. Portanto, aumentando-se o “stick-out”, aumentamos

a taxa de fusão do arame e vice-versa. Como esta variável influencia a corrente elétrica, algumas variações na penetração de solda são observadas.

A inclinação da tocha e seu sentido de soldagem também têm influência sobre a penetração da solda. Soldando-se com inclinação positiva (puxando a solda), o arco elétrico atua diretamente sobre a poça de fusão, aumentando a penetração. Já no sentido negativo (empurrando a solda), o arco elétrico permanece sobre o metal de base frio, reduzindo a penetração da solda. A inclinação positiva (puxando a solda) é indicada para a soldagem de chapas galvanizadas ou com oxidação excessiva. A inclinação negativa (empurrando a solda) é indicada para a soldagem de alumínio e suas ligas. A inclinação da tocha não deve ser superior a 20°, pois um ângulo maior que este valor pode comprometer a proteção gasosa, além de tornar o arco instável e aumentar a quantidade de respingos. A Figura 3.8 mostra a influência no ângulo da tocha no cordão de solda.

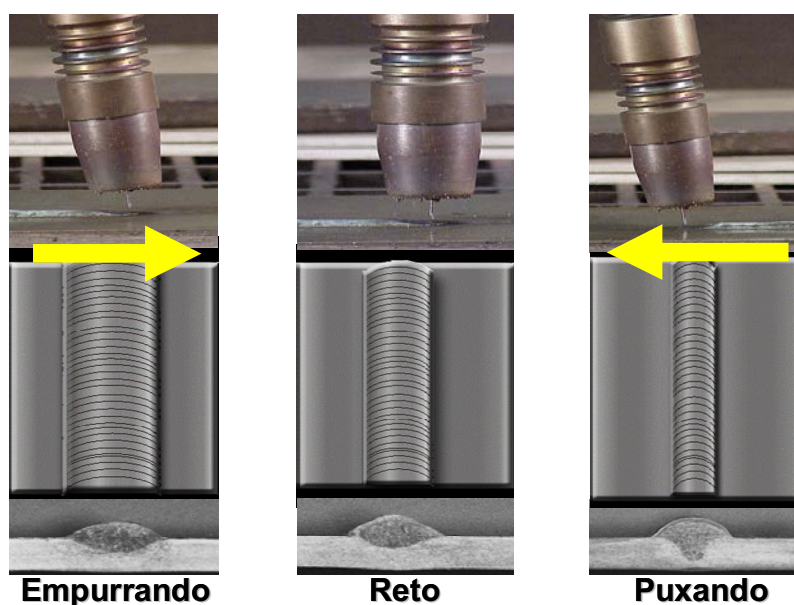


Figura 3.8 – Influência do ângulo e direção da tocha no cordão de solda (Costa, 2003).

A indutância é a variável que reduz a quantidade de respingos durante a transferência por curto circuito. A indutância controla a taxa de aumento da corrente de curto-circuito tornando maior o tempo necessário para que esta atinja o seu valor máximo. Desta maneira, o arco elétrico reascende com menos violência reduzindo a quantidade de respingos.

A vazão de gás é responsável pela proteção adequada da poça de fusão, garantindo soldas isentas de porosidade. O seu valor ideal depende das condições do ambiente em relação a ventilação e do nível de amperagem utilizado. Logicamente em função destes fatores, quanto menor o seu valor maior a economia de gás no processo de soldagem.

3.1.4 - Gases de Proteção.

A função primária dos gases de proteção é proteger o arame, a poça de fusão e o arco contra efeitos nocivos do ar atmosférico. Em certos casos, a raiz de solda é protegida contra os efeitos nocivos do ar atmosférico com o uso do gás de proteção de raiz.

Dentre os principais gases de proteção utilizados no processo de soldagem MIG/MAG temos o Argônio (Ar) e o Hélio (He), os quais são considerados metalurgicamente inertes (não reativos), além do Dióxido de Carbono (CO₂) e o Nitrogênio (N₂) que são considerados metalurgicamente ativos (reativos). Alguns gases são utilizados puros, misturados entre si ou com Oxigênio ou Hidrogênio.

Ao fazer a escolha de um gás de proteção, devem ser considerados os seguintes fatores: processo de solda, metal base, estabilidade do arco, tipo de transferência do metal, velocidade de soldagem, espessura da chapa, penetração, geometria do cordão e acabamento.

Para que o efeito do gás de proteção seja o desejado, o fluxo deverá ser ajustado corretamente. Fluxo muito baixo resulta em superfície de solda frequentemente oxidada. Se o fluxo de gás for muito alto, o mesmo resultado será obtido devido à turbulência na saída do bocal, que succiona o ar ambiente para o arco.

Os gases de proteção influenciam a penetração, quantidade de respingos, acabamento, queima de elementos de liga, tipo de transferência e outros.

Uma das misturas mais utilizadas é a mistura argônio-dióxido de carbono, nesse caso a mistura é considerada ativa. A adição de pequenos teores de gases ativos aos gases inertes têm como função a alteração do contorno do cordão, diminuir a ocorrência de respingos e de mordedura e aumentar a penetração. A quantidade de gás ativo adicionado depende da geometria da junta, da posição de soldagem e da composição do metal base. O CO₂ é usado exclusivamente para a

soldagem de aços-carbono e aços de baixa liga. As vantagens de seu uso são seu baixo custo e elevadas penetração e velocidade de soldagem. Porém pode gerar excesso de respingos e porosidades. A adição de argônio ao CO₂ encarece a mistura mas melhora o acabamento da soldagem, diminui a quantidade de respingos e auxilia na soldagem de chapas finas devido a diminuição da temperatura do arco. Ainda em relação a mistura CO₂ e argônio, ao aumentar-se o nível de CO₂, aumenta-se a instabilidade do arco e após um nível de 30% de CO₂, o comportamento do arco seria o mesmo de soldar com CO₂ puro (Kunrath, 2004).

A potência de fusão, a temperatura da poça e a temperatura da gota do metal de transferência são maiores com CO₂ do que em gás inerte (Couto, 2000).

Nas soldagens de aço baixo carbono, misturas ricas em argônio possibilitam valores mais elevados de tenacidade, tanto a altas quanto a baixas temperaturas, provavelmente devido aos reduzidos teores de oxigênio absorvidos pelo metal de solda e a presença de uma maior quantidade de ferrita acicular (Gomes, 2001). No tocante a resistência a tração, escoamento e alongamento, não existem diferenças substanciais com variação das misturas de proteção (Canto, 1991).

O argônio promove uma fácil abertura do arco e operação estável. Também pode ser usado em processos onde a distorção do metal base precisa ser controlada (Lyttle, 1993).

3.1.5 - Arames para a soldagem MIG/MAG.

Os arames para a soldagem MIG/MAG são sólidos com diâmetros de 0,6 a 1,6 mm. Utilizando-se o mesmo equipamento da soldagem MIG/MAG poderíamos utilizar arames tubulares com diâmetro de até 2,4mm. Estes arames possuem em seu interior um fluxo semelhante ao utilizado em eletrodos revestidos. Esta característica tem como objetivo aumentar a produtividade e produzir metais de solda com propriedades físico-químicas bem específicas, ampliando o campo de aplicação dos equipamentos do processo. Estudos mostraram que ao utilizar-se de parâmetros de soldagem adequados para cada consumível, arames alma metálica de 1,2 mm de diâmetro apresentaram uma maior taxa de deposição que o arame sólido de 1,2 mm de diâmetro (Araújo, 2004).

Atualmente existe uma gama muito grande de tipos de arame para o processo, que seguem especificações como as ditadas pela AWS (Sociedade Americana de Soldagem), uma das mais utilizadas.

Os arames para soldagem são constituídos de metais ou ligas metálicas que possuem composição química, dureza, condições superficiais e dimensões bem controladas. Arames de má qualidade em termos destas propriedades citadas, podem produzir falhas de alimentação, instabilidade do arco e descontinuidades no cordão de solda. Arames de aço carbono geralmente recebem uma camada superficial, de cobre com o objetivo de melhorar seu acabamento superficial e seu contato elétrico com o bico de cobre. Os arames de aço usados com proteção de CO₂ contém maiores teores de Silício e Manganês em sua composição, devido a sua ação desoxidante. A seleção do arame a ser utilizado em uma dada operação, é feita em termos da composição química do metal de base, do gás de proteção a ser usado e da composição química e propriedades mecânicas desejadas para a solda. Os arames de soldagem podem ser fornecidos em barricas ou em carretéis.

O arame de soldagem escolhido deve proporcionar um depósito ou junta soldada com características mecânicas iguais ou superiores as características do metal de base (Lincoln, 1998).

3.1.6 - Transferência Metálica no processo MIG/MAG.

Existem três tipos básicos de transferência metálica neste processo, que dependem do tipo de gás de proteção utilizado, nível de energia (corrente/tensão), diâmetro e tipo do arame de adição e tipo do metal base. Temos ainda um quarto modo que seria o pulsado (Lincoln, 2000).

Um dos tipos de transferência existentes é a transferência por curto circuito, ela pode ser alcançada com qualquer tipo de gás de proteção a um baixo nível de corrente/tensão. A ponta do arame vai se fundindo pela ação do arco elétrico e aumenta de tamanho até atingir a peça, onde o arco se extingue. A gota então é destacada e transferida a peça pela ação de forças eletromagnéticas e o efeito “pinch” que estrangula a ponta do arame. Neste momento ocorre a reignição do arco elétrico onde a corrente atinge o valor de corrente de curto circuito gerando os respingos. A Figura 3.9 (a) mostra a foto de um processo de transferência por curto circuito. Estudos mostraram que o diâmetro do arame, quando solda-se em regime

de curto-circuito não afeta a relação entre a taxa de fusão e a corrente de soldagem (Santos, 2002).

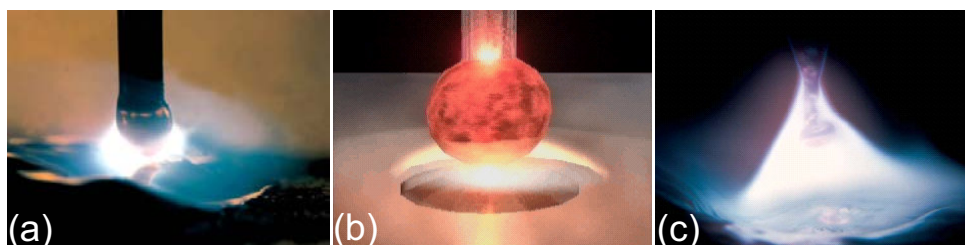


Figura 3.9 – Transferência curto-circuito (a), globular (b) e spray (c) (Bracarense, 2005).

Esse tipo de transferência permite a soldagem em todas as posições pelo fato de possuir uma energia relativamente baixa.

A utilização de misturas a base de argônio proporciona boa estabilidade de arco e gotas pequenas minimizando a projeção de respingos.

Um outro tipo de transferência existente, obtida com nível de energia maior que na transferência por curto circuito é a transferência globular. Misturas a base de argônio com menos de 15% de CO_2 possuem uma pequena faixa de trabalho em regime globular, passando para spray com o aumento da energia de soldagem. Misturas com mais de 15% de CO_2 ou CO_2 puro não entram em “spray”, permanecendo em regime globular com o aumento da energia de soldagem.

Nesta transferência, o metal se projeta por gotas de diâmetro igual ou maior que o diâmetro do arame, principalmente quando se utiliza o gás CO_2 como gás de proteção. Com isto, temos maior geração de respingos.

Com este tipo de transferência pode-se trabalhar somente na posição plana devido ao grande volume da gota e a alta fluidez da poça de fusão. Esse processo pode ser visto na Figura 3.9 (b).

O modo de transferência em “spray” é muito estável e praticamente isento de respingos (Bracarense, 2003) mas necessita de alta energia de soldagem. O metal é transferido por pequenas gotículas que são arremessadas em direção a peça por forças eletromagnéticas muito fortes. Apesar da intensidade destas forças, só se pode utilizar este tipo de transferência na posição plana, pois a poça de fusão é muito fluida devido a alta energia envolvida no processo. A transferência em “spray”

não é alcançada quando se utiliza o CO₂ puro ou misturas com mais de 15% de CO₂ como gás de proteção.

Utilizando-se então misturas a base de argônio com menos de 15% de CO₂ ou misturas de argônio com oxigênio, obtém-se a transferência em “spray” que proporciona alta taxa de deposição (produtividade), grande penetração com pouquíssima geração de respingos, já que o arco elétrico não apaga. A Figura 3.9 (c) mostra uma foto ilustrativa do processo.

Quando solda-se com arame tubular, existem diferenças no que se refere a formação da gota comparando-se ao arame sólido. Devido ao fluxo existente no interior do arame tubular, o qual funciona como um isolante, a corrente percorre o arame de soldagem pelo seu anel externo e a gota forma-se e cresce em torno do fluxo, sem que este se funda e integre a mesma (Lima, 2006). Na soldagem com arame tubular tipo alma metálica espera-se que para baixas correntes ocorra transferência por curto-circuito e transferência por spray para correntes mais altas (Starling, 2006).

Outro modo de transferência utilizado é a que conseguimos através de corrente pulsada, a pulsação foi introduzida para controlar a transferência do metal a cada intervalo de tempo, obtendo a transferência de uma gota a cada pulso e com uma baixa corrente média (Corrêa, 2001).

Também observa-se que transferência por “spray” à corrente pulsada acarreta numa menor degradação da dureza da zona termicamente afetada comparativamente a corrente constante (Brandão, 2004).

3.1.7 - Tecimento no processo de soldagem.

A movimentação trançada ou oscilação lateral do arame de soldagem (tecimento) durante a solda é usado quando é necessário um cordão espalhado ou trançado. Cordões trançados são normalmente usados quando são feitas soldas de topo e de ângulo.

O trançamento (tecimento) pode ser feito em vários padrões dependendo do tipo de solda, da preparação da junta e da habilidade do soldador. A Figura 3.16 mostra diferentes padrões de trançamento que são usados pelos soldadores para produzir boas soldas. Os formatos mostradas na Figura 3.10 (a e i) são os mais

usadas em soldagens de topo. Os padrões de trançamento para soldas de ângulo dados na Figura 3.10 (d e g) são os mais apropriados.

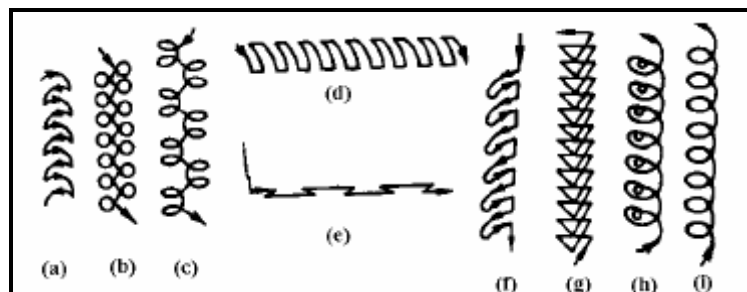


Figura 3.10 - Padrões de movimentação do arame.

Os padrões (a) e (e) são usados onde mais calor é necessário ser aplicado em ambos os lados da junta; o padrão (b) é particularmente adequado para chapa grossa. O padrão (f) é particularmente adequado quando mais calor deve ser aplicado a uma borda enquanto os padrões (g) e (h) são úteis quando o calor deve ser aplicado no meio da solda.

Para obter um cordão consistente é essencial que o balanço do movimento de trançamento seja mantido constante. Pode-se obter uma solda correta, bem penetrada, sadia e de alta qualidade somente se os movimentos do soldador forem bem controlados e só se consegue isso através da prática e experiência.

Porém é importante dizer que quando se impõe o movimento de tecimento à tocha de soldagem, como é usual no passe de raiz, há também variação na frequência de transferência de gotas, que ocasiona a variação da corrente e tensão de soldagem, surgindo a tendência à falta de fusão ou excessiva fluidez da poça e recuo do reforço da raiz. Ainda quanto ao passe de raiz, variações na abertura de raiz também podem afetar o processo, mas estudos foram feitos soldando-se chapas de topo de até 15mm de espessura onde aberturas de raiz variando de 0 até 6mm não afetaram significativamente a resistência da junta (Jang, 2001).

Em soldagem robotizada, existem programas pré-definidos que podem ser escolhidos conforme a necessidade do processo e que, em função da estabilidade do manipulador, eliminam os inconvenientes do tecimento realizado manualmente o qual depende muito da habilidade e experiência do soldador.

Durante o movimento de oscilação podem ser observadas variações no comprimento do arco, resultando então em variações de tensão proporcionais as

quais podem ser percebidas geralmente no centro da junta e nas bordas, essas oscilações podem implicar em diferenças nas características do cordão em diferentes regiões da junta soldada, estudos mostraram que a amplitude da oscilação deve ser relacionada com o diâmetro do arame e valores ótimos foram encontrados quando a amplitude da oscilação ficou entre 2 e 2,5 vezes o diâmetro do arame de soldagem (Kim, 2005).

3.2 – Metalurgia da Soldagem.

3.2.1 - Classificações dos aços.

As classificações mais comuns para os aços são em função da composição química e de seu teor de carbono: aços carbono, aços de baixa liga, aços de média liga e aços de alta liga.

O aço carbono é basicamente uma liga de ferro e carbono, alcançando seus níveis de resistência e de dureza principalmente através da adição de carbono. Os aços carbono são classificados quanto à composição química em três grupos (Chiaverini, 1996), dependendo de seus níveis de carbono:

- Aços de baixo carbono, com até 0,2% carbono;
- Aço de médio carbono , com C entre 0,2% até 0,5%;
- Aço de alto carbono – com C acima de 0,5 % carbono até 2,0%.

A classificação em grupos é difusa e as vezes permite alguma sobreposição, alguns autores por exemplo classificam aços com carbono inferior a 0,3% como aços de baixo carbono e outros classificam apenas os aços com teor de carbono inferior a 0,15% como aço de baixo carbono (Somers, 1993).

Os aços de baixo carbono são os grupos mais produzidos por causa de sua relativa resistência e boa soldabilidade, já os aços de baixa liga possuem maior limite de escoamento e de resistência que aços doces ou aços carbono estruturais. Como eles apresentam altas razões resistência-peso, com seu uso é possível reduzir o peso de carros, caminhões, máquinas agrícolas, etc.

Essas melhores propriedades dos aços de baixa liga são conseguidas devido as pequenas quantidades de elementos de liga que produzem consideráveis

melhorias em suas propriedades. Os elementos de liga são adicionados para melhorar a resistência mecânica e a tenacidade e para diminuir ou aumentar a resposta ao tratamento térmico. São geralmente definidos como aqueles que possuem teor total de liga de 1,5% a 8,0%. Os elementos de liga mais comuns são o manganês, silício, cromo, níquel, molibdênio e vanádio. Aços de baixa liga podem conter quatro ou cinco desses elementos de liga em diversos teores.

Aços carbono comuns, que apresentam fragilidade a baixas temperaturas, não são confiáveis em aplicações críticas. Por isso, aços de baixa liga com adição de níquel são freqüentemente empregados em situações de baixa temperatura. Para evitar que os aços percam sua resistência a altas temperaturas são adicionadas pequenas quantidades de cromo ou de molibdênio. Os aços de baixa liga requerem em alguns casos maiores cuidados em sua fabricação e soldagem.

3.2.2 - Estrutura cristalina dos metais.

Os metais se solidificam na forma cristalina. Num cristal os átomos ou as moléculas são mantidos numa posição determinada e não estão livres para se movimentar como as moléculas de um líquido ou de um gás. Esse posicionamento determinado é conhecido como rede cristalina. À medida que a temperatura de um cristal é aumentada, mais energia térmica (calor) é absorvida pelos átomos ou moléculas, e seu movimento de vibração aumenta. À medida que a distância entre os átomos aumenta, o arranjo cristalino se desfaz e o cristal se funde. Se a rede contiver apenas um tipo de átomo, como no ferro puro, as condições serão as mesmas em todos os pontos da rede, e o cristal fundir-se-á a uma determinada temperatura como pode ser visto na Figura 3.11. A forma e o tamanho dos grãos em uma amostra de um metal puro são determinadas inicialmente por nucleação e crescimento durante a solidificação e posteriormente pelo crescimento do grão após a solidificação (Bever, 1992).

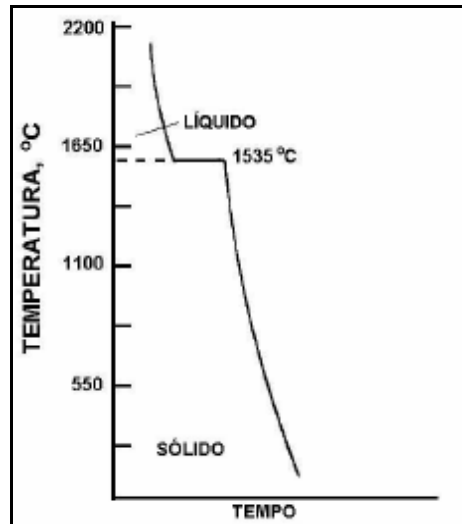


Figura 3.11 - Transformação sólido-líquido, ferro puro.

Entretanto, se a rede contiver dois ou mais tipos de átomos, como em qualquer aço liga, a fusão pode se iniciar a uma temperatura mas não ocorrer de forma completa até que seja atingida uma temperatura mais alta como pode ser visto na Figura 3.12. Isso cria uma situação em que existe uma combinação de líquido e sólido dentro de uma faixa de temperaturas.

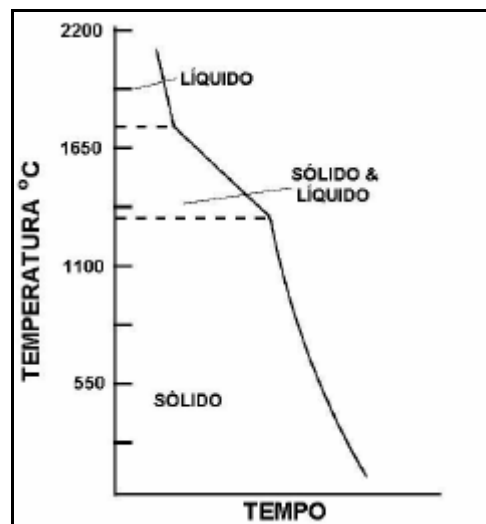


Figura 3.12 - Transformação sólido-líquido, liga metálica.

Cada metal possui uma estrutura cristalina característica que se forma durante a solidificação e assim permanece enquanto o material ficar à temperatura ambiente. A capacidade de os átomos de um material se transformarem em duas ou

mais estruturas cristalinas a temperaturas diferentes é definida como alotropia. Os aços são ligas metálicas alotrópicas.

Alguns metais podem sofrer alterações na estrutura cristalina à medida que a temperatura muda, fenômeno conhecido como transformação de fase. Por exemplo, o ferro puro solidifica-se a 1535°C, quando o ferro delta (Fe- δ) transforma-se numa fase chamada ferro gama (Fe- γ). O ferro gama é comumente conhecido como austenita, e é uma estrutura não magnética.

Quando atinge a temperatura de 910°C, o ferro puro transforma-se novamente na estrutura de ferro delta, porém a essa temperatura a fase é denominada ferro alfa (Fe- α). Essas duas fases possuem nomes diferentes para separar claramente a fase a alta temperatura (Fe- δ) da fase a baixa temperatura (Fe- α).

Os metais sólidos possuem uma estrutura cristalina com arranjos ordenados de átomos chamados de rede cristalina. Essas redes são responsáveis por muitas das propriedades dos metais. As estruturas cristalinas mais comuns encontradas nos metais estão mostradas na Figura 3.13. A primeira estrutura seria uma estrutura hexagonal compacta (HC), a segunda uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) e a última uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) (Barros, 2002).

Os elementos de liga, chamados de solutos, ficam localizados na matriz do metal predominante em um ou em dois modos. Os átomos de soluto podem ocupar os sítios da rede substituindo alguns dos átomos da matriz, chamados de solvente. Alternativamente, se os átomos de soluto forem suficientemente pequenos, eles podem se ajustar nos espaços entre os átomos do solvente.

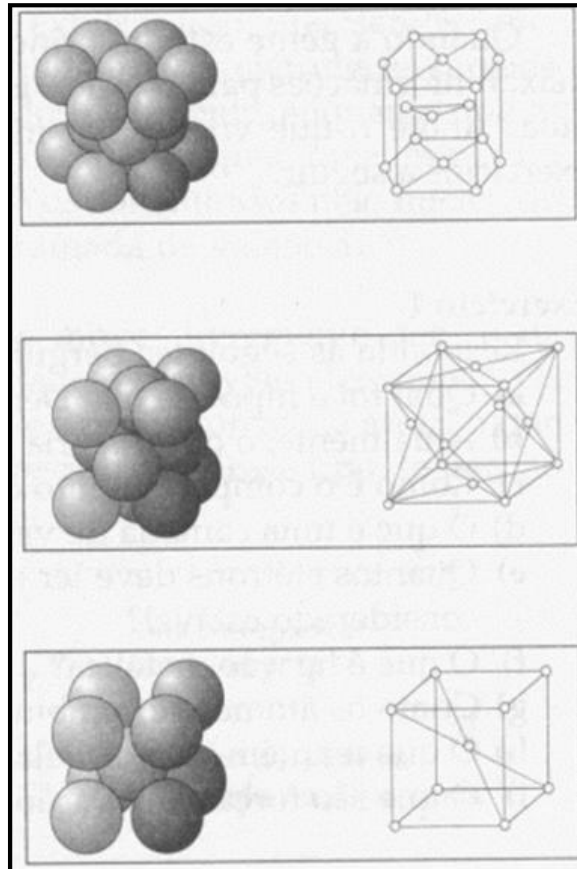


Figura 3.13 - As três estruturas cristalinas mais comuns dos metais, HC, CFC e CCC.

3.2.3 - Tratamentos térmicos.

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os materiais, objetivando alterar sua microestrutura e conseqüentemente, suas propriedades (Siccardi, 2005).

A temperatura à qual o metal é aquecido, o período de tempo em que ele é mantido àquela temperatura e a taxa sob a qual ele é resfriado, todos esses parâmetros influenciam na estrutura cristalina do metal. Essa estrutura cristalina, normalmente denominada microestrutura, determina as propriedades específicas dos metais. Há vários modos de se manipular a microestrutura, seja na siderúrgica ou no procedimento de soldagem. Dentre os métodos mais comuns de se manipular a microestrutura estão os tratamentos térmicos.

Tratamentos térmicos raramente são requeridos para aços de baixo carbono ou estruturais, embora sejam ocasionalmente empregados para evitar empenamento

ou para garantir baixa dureza e facilitar a usinagem. Na seqüência será descrito o tratamento denominado de pré-aquecimento.

Pré-aquecimento. Os metais em sua maioria são bons condutores de calor. Conseqüentemente o calor na região de soldagem é rapidamente escoado por toda a massa envolvida no processo, acarretando um resfriamento relativamente rápido. Para cada composição de aço existe uma taxa de resfriamento crítico e se a taxa de resfriamento escolhida excede o valor crítico do metal de solda, estruturas duras de martensita podem se desenvolver e então existe um grande risco de fraturas sobre a influência das tensões térmicas na presença de hidrogênio (Tsai, 1993). O pré-aquecimento da junta a ser soldada é uma maneira de reduzir a taxa de resfriamento do metal. A temperatura de pré-aquecimento pode variar de 50°C a 540°C, sendo mais comumente aplicada na faixa de 150°C a 200°C.

Durante a soldagem de aços de alto carbono ou de alta liga existe o perigo de que o depósito de solda e a zona termicamente afetada contenham altos percentuais de martensita, um constituinte duro do aço. Tais soldas possuem alta dureza e baixa ductilidade e podem mesmo vir a trincar durante o resfriamento (AWS, 1987). O objetivo do pré-aquecimento (e também do pós-aquecimento) é manter o teor de martensita da solda a um nível mínimo. De ambos os tratamentos resultam melhor ductilidade, baixa dureza e menor probabilidade de fissuração durante o resfriamento (Keehan, 2006).

A martensita forma-se realmente durante o resfriamento da solda e da zona termicamente afetada. A quantidade de martensita formada pode ser limitada reduzindo-se a taxa de resfriamento da solda. O pré-aquecimento aumenta a temperatura do metal vizinho à solda, de tal modo que o gradiente de temperatura (isto é, a diferença de temperatura) entre a solda e sua vizinhança fique reduzido. O resultado é que a zona de soldagem aquecida resfria-se mais lentamente, visto que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria.

Em resumo, o pré-aquecimento reduz o risco de trincas induzidas por hidrogênio; as tensões de contração e a dureza na zona termicamente afetada (ZTA).

Se esses tratamentos térmicos devem ou não ser aplicados depende da temperabilidade do metal a ser soldado. Se corpos de prova soldados sem

tratamento apresentarem baixa ductilidade ou dureza muito alta, é indicativo da necessidade de pré-aquecimento ou pós-aquecimento. Além da composição química, a rigidez da junta a ser soldada e o processo de soldagem também influenciam a necessidade de se realizar um pré-aquecimento. Sob o mesmo “heat-input”, processos de soldagem diferentes podem exigir diferentes temperaturas de pré-aquecimento para evitar problemas de soldagem (Atkins, 2002).

A necessidade do pré-aquecimento aumenta com os seguintes fatores: teor de carbono e de elementos de liga do material de base; tamanho da peça; temperatura inicial; velocidade de soldagem e diâmetro do consumível.

A composição do material de base deve ser conhecida para se escolher a temperatura de pré-aquecimento correta, pois ela é controlada por dois principais fatores: o teor de carbono e o teor de ligas do material de base.

Basicamente quanto maior for o teor de carbono do material de base, maior será a temperatura de pré-aquecimento requerida. Esse raciocínio se aplica também ao teor de ligas, mas em um grau levemente menor.

Um método simples para determinar a necessidade de pré-aquecimento de uma solda é o do carbono equivalente (CE). A temperabilidade de um aço está relacionada ao seu teor de carbono acrescido dos teores de certos elementos de liga. Quanto maior for o carbono equivalente maior será a temperatura de pré-aquecimento requerida.

Outros fatores importantes para se determinar a temperatura de pré-aquecimento são a espessura e o tamanho do componente. A temperatura de pré-aquecimento aumenta com o tamanho e a espessura do componente. Também devemos considerar no cálculo do carbono equivalente, fatores como difusibilidade do hidrogênio no metal de solda, heat input, tensão residual e a restrição da junta (Yurioka, 1994).

Para o cálculo do carbono equivalente determina-se o teor aproximado de outros elementos de liga que produzem a mesma dureza que 1% de carbono.

Então o carbono equivalente (CE), que é uma indicação da temperabilidade, pode ser calculado pela expressão 01.

$$CE = \%C + [(\%Mn + \%Si)/6] + [(\%Cr + \%Mo)/5] + [(\%Ni + \%Cu)/15] \quad (1)$$

Sendo:

CE = Carbono equivalente;

Quando o carbono equivalente calculado por esta fórmula excede 0,4, é recomendável que o metal de base seja pré-aquecido na faixa de 93 à 204 °C. Se o *CE* excede 0,6, a faixa de pré-aquecimento precisa ser aumentada para 204 à 371 °C. Existem muitas diferentes fórmulas para o cálculo de *CE* que devem ser cuidadosamente estudadas para cada aplicação. (AWS, 2000).

A espessura do metal de base pode tornar necessário o pré-aquecimento mesmo para aços de baixo carbono. Existem vários métodos para se calcular a temperatura de pré-aquecimento considerando também a espessura.

Alguns aços, particularmente aqueles possuindo carbono equivalente maior que 0,45%, podem requerer, além de pré-aquecimento, pós-aquecimento. Esses tratamentos são especialmente recomendados para a soldagem de seções espessas. Entretanto, para a maioria dos aços carbono e de baixa liga, apenas o pré-aquecimento é necessário de um modo geral.

O pré-aquecimento entre 120 e 150°C é geralmente empregado na soldagem multipasse em seções de espessura maior que 25 mm para reduzir a susceptibilidade da solda à fissuração.

Quando a temperatura de pré-aquecimento correta for determinada é essencial que esta temperatura seja medida e mantida durante a operação de soldagem. Normalmente todas as aplicações que requerem pré-aquecimento requerem também resfriamento lento.

Ao soldar aços dissimilares deve-se atentar-se ao fato de que as condições de pré-aquecimento devem ser estabelecidas em função do material que apresenta as condições mais críticas. (Avery, 1991).

Também é importante considerar que na soldagem multipasses deve ser monitorada a temperatura interpasses, sendo que a temperatura mínima é importante para a prevenção de defeitos como as fraturas e a máxima é importante quanto as propriedades mecânicas obtidas (Funderburk, 1998).

O pré-aquecimento deve ser aplicado se for possível superar, do ponto de vista metalúrgico, o efeito detrimental das tensões residuais na susceptibilidade à trinca de juntas soldadas (Scotti, 2006).

3.2.4 - Propriedades do metal de solda

Poça de fusão e diluição. Seria ideal se o metal de solda propriamente dito e a zona afetada pelo calor tivessem exatamente as mesmas propriedades e características que as do metal de base. Entretanto, isso não é possível, porque o metal de solda é fundido, enquanto que a maioria dos metais de base é utilizada no estado forjado ou no laminado. Materiais conformados sempre apresentam maior resistência, ductilidade e tenacidade que os materiais comparáveis no estado fundido. O metal de solda é, no entanto, uma miniatura de um fundido que é rapidamente resfriado, e suas propriedades freqüentemente se assemelham às de um material conformado. Essa é particularmente a situação com metais ferrosos, porém a combinação de propriedades é menos satisfatória em alguns metais não ferrosos como ligas de alumínio e de cobre.

Por causa das forças eletromagnéticas do arco, a poça de fusão movimentase internamente em modelos variados de fluxo dependendo do tipo de junta, da corrente de soldagem e do ângulo que a tocha ou o eletrodo faz com a linha da solda. Essa turbulência resulta numa uniformidade de temperatura e composição dentro do metal líquido com exceção da região mais aquecida nas imediações da raiz do arco. A composição final do metal de solda é o resultado de uma mistura do eletrodo ou do metal de adição fundido com o metal de base que é fundido. A parcela de metal de base que entra na composição da zona fundida (metal de solda) é chamada de diluição (Zeemann, 1998a).

Quando nenhum metal é adicionado, consistindo então o metal de solda inteiramente de metal de base, a diluição é definida como 100%. Na soldagem manual com eletrodo revestido, o passe de raiz pode ter 30% de diluição e os passes subseqüentes terão uma diluição ligeiramente menor. Como resultado da uniformidade do metal de solda, é possível calcular sua composição se as proporções de metal de base e de eletrodo fundido puderem ser estimadas. Isso pode ser feito freqüentemente de uma observação da seção reta da solda, como mostra a Figura 3.14. Tais cálculos, que envolvem apenas proporções simples, são importantes quando é utilizado um eletrodo ou metal de adição de composição diferente da do metal de base, como em juntas dissimilares, em revestimento inoxidável de aços carbono ou na soldagem de ligas de alumínio. Pode também ser necessário considerar a diluição se o metal de base tiver alto teor de enxofre ou se contiver alumínio que, se adicionado à poça de fusão, pode afetar o teor de oxigênio e prejudicar a tenacidade do depósito de solda.

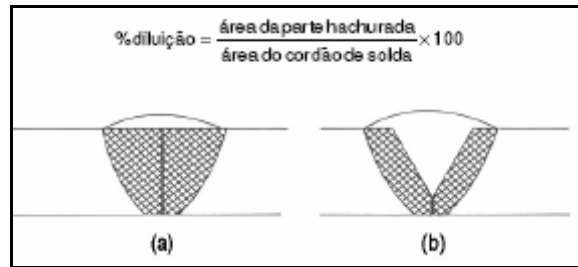


Figura 3.14 - Estimativa de diluição a partir da geometria da solda: (a) junta de topo; (b) junta com chanfro em V.

Aporte térmico. Na soldagem a arco elétrico, energia é transferida do eletrodo de soldagem para o metal base através de um arco elétrico. Quando o soldador abre o arco, o metal base e o eletrodo são diluídos para formar a solda. Esta diluição é possível porque uma suficiente soma de energia é suprida para o eletrodo. O aporte térmico é a medição relativa da energia transferida por unidade de comprimento da solda. Ele é uma importante característica porque, como o pré-aquecimento e a temperatura interpasses, ele influencia a taxa de resfriamento, a qual pode afetar as propriedades mecânicas e metalúrgicas da solda na zona termicamente afetada (Funderburk, 1999).

O aporte térmico (expressão 2) é tipicamente calculado como a taxa de energia (tensão x corrente), em relação a velocidade de soldagem.

$$H = \frac{60 \times E \times I}{1000 \times S} \quad (2)$$

Sendo:

H = Aporte Térmico (Kj/in ou Kj/mm);

E = Tensão (V);

I = Corrente (A);

S = Velocidade de soldagem (in/min ou mm/min).

Após a soldagem a dissipação de calor na peça ocorre principalmente por condução, das regiões de maior temperatura para o restante do metal.

Ciclo térmico de soldagem. A variação da temperatura em diferentes pontos da peça durante a soldagem pode ser estimada na forma de uma curva denominada ciclo térmico de soldagem como pode ser visto na Figura 3.15. Os pontos mais próximos da junta sofrerão uma variação de temperatura devido à passagem da fonte de calor.

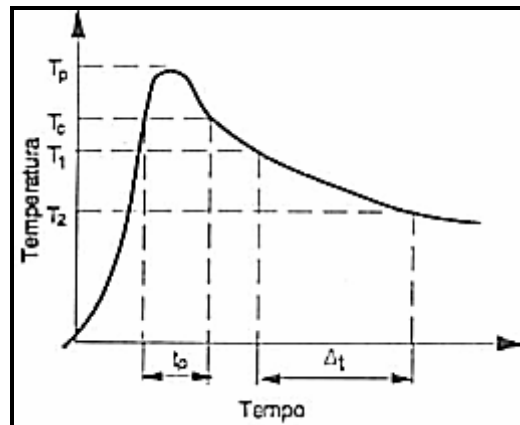


Figura 3.15 - Ciclo térmico de soldagem.

Essa curva apresenta os seguintes pontos importantes:

- Temperatura de pico (T_p), que é a temperatura máxima atingida no ponto. T_p diminui com a distância ao centro da solda e indica a extensão das regiões afetadas pelo calor de soldagem;
- Temperatura crítica (T_c), que é a temperatura mínima para ocorrer uma alteração relevante como uma transformação de fase, por exemplo;
- Tempo de permanência acima de uma temperatura crítica (t_p), que é o tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a uma temperatura crítica;
- Velocidade de resfriamento, que é definida por, $(T_1 - T_2)/\Delta t$.

Repartição térmica. Se considerarmos o ciclo térmico de cada ponto próximo à junta, podemos dizer que a temperatura de pico (T_p) de cada ponto varia com sua distância ao centro do cordão de solda. Colocando na forma de um gráfico as temperaturas de pico contra a distância ao cordão de solda obtemos uma curva

esquemática semelhante à exibida na Figura 3.16. Esta curva é conhecida como repartição térmica.

Os ciclos térmicos de soldagem e a repartição térmica são principalmente dependentes dos seguintes parâmetros:

- Tipo de metal de base, relativamente a sua condutividade térmica, pois quanto maior a condutividade térmica do metal, maior sua velocidade de resfriamento;
- Geometria da junta, uma junta em T possui três direções para o escoamento de calor, enquanto uma junta de topo possui apenas duas, por isso juntas em T resfriam-se mais rapidamente que juntas de topo para as mesmas condições de soldagem;
- A espessura da junta aumenta com a velocidade de resfriamento até uma espessura limite; acima desse limite, a velocidade de resfriamento independe da espessura;
- A velocidade de resfriamento diminui com o aumento do aporte térmico e da temperatura inicial da peça e conseqüentemente a repartição térmica torna-se mais larga.

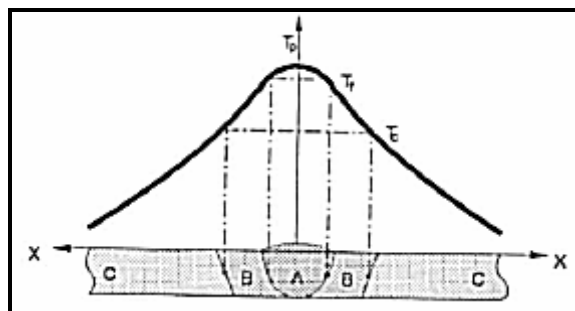


Figura 3.16 - Repartição térmica de uma solda.

A estrutura do metal de solda. Em cordões de solda de aços carbono e carbono-manganês os grãos colunares são circundados pela ferrita e freqüentemente existem plaquetas de ferrita crescendo a partir dos contornos de grão.

O crescimento desse tipo de microestrutura gera baixa tenacidade (Meyer, 2001), e se for necessário modificá-la o método usual é o tratamento térmico de normalização. Entretanto, numa soldagem multipasses cada cordão de solda é

tratado termicamente pelo cordão subsequente. O metal que é aquecido acima da faixa de temperatura de transformação recristaliza-se em grãos equiaxiais de menor tamanho. A profundidade até onde ocorre a recristalização depende de muitos fatores, incluindo a temperatura interpasses, sendo rara a ocorrência de recristalização completa.

O reaquecimento também refina a microestrutura nas partes adjacentes da zona termicamente afetada. Uma região crítica na qual a tenacidade é desejável é o topo da solda, visto que a última camada a ser depositada em uma solda multipasses pode não receber o beneficiamento do tratamento da recristalização. É preciso um planejamento cuidadoso do cordão final (ou dos cordões finais) para assegurar que ocorra o refino dos grãos onde for necessário. Pode ocorrer perda de tenacidade na zona termicamente afetada de aços estruturais, que está associada com altos aportes térmicos que causam crescimento de grão e alterações microestruturais. Sempre que a tenacidade for importante, como em estruturas que precisam manter sua integridade a baixas temperaturas de serviço, deve ser evitada a técnica de soldagem de largos cordões trançados, dando-se preferência à técnica de cordões filetados conforme mostra a Figura 3.17.

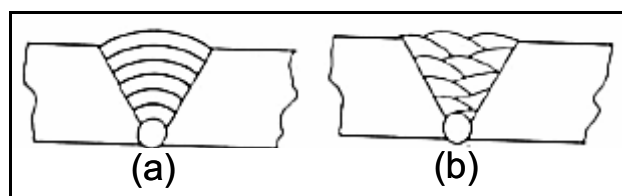


Figura 3.17 - As técnicas de soldagem de (a) trançar e (b) filetar.

Com aços temperáveis, aquecimento e resfriamento rápidos podem criar uma camada dura de martensita ao lado do cordão de solda. Um cuidadoso planejamento da seqüência dos passes finais pode reduzir a dureza do metal depositado. Materiais diferentes dos aços carbono que não apresentem mudança de fase no estado sólido não sofrem refino de grão durante a soldagem multipasses. Entretanto, outras alterações podem ocorrer durante o reaquecimento dos cordões de solda, tais como a liquefação de filmes de constituintes de baixo ponto de fusão nos contornos de grão, formando trincas de solidificação. Isso pode acontecer durante a soldagem multipasses de aços inoxidáveis austeníticos (Nelson, 2000).

Defeitos do metal de solda. Alguns dos defeitos que podem ocorrer no metal de solda são: trincas de solidificação ou trincas a quente, trincas induzidas por hidrogênio no metal de solda, porosidade, inclusões de escória ou outras inclusões, trincas de cratera, falta de fusão, perfil do cordão desfavorável.

Trincas de solidificação. A maioria dos aços pode ser soldada com um metal de solda de composição similar à do metal de base. Muitos aços com alto teor de liga e a maioria das ligas não ferrosas requerem eletrodos ou metal de adição diferentes do metal de base porque possuem uma faixa de temperatura de solidificação maior do que outras ligas. Isso torna essas ligas suscetíveis à fissuração de solidificação ou a quente, que pode ser evitada mediante a escolha de consumíveis especiais que proporcionam a adição de elementos que reduzem a faixa de temperatura de solidificação. A fissuração a quente também é fortemente influenciada pela direção de solidificação dos grãos na solda. Quando grãos de lados opostos crescem juntos numa forma colunar, impurezas e constituintes de baixo ponto de fusão podem ser empurrados na frente de solidificação para formar uma linha fraca no centro da solda. Soldas em aços de baixo carbono que porventura possam conter alto teor de enxofre podem se comportar dessa forma, de modo que pode ocorrer fissuração no centro da solda.

Mesmo com teores normais de enxofre pode ainda existir a linha fraca no centro da solda que pode se romper sob as deformações de soldagem, sendo por este motivo que cordões de penetração muito profunda, como pode ser visualizado na Figura 3.18, são normalmente evitados.

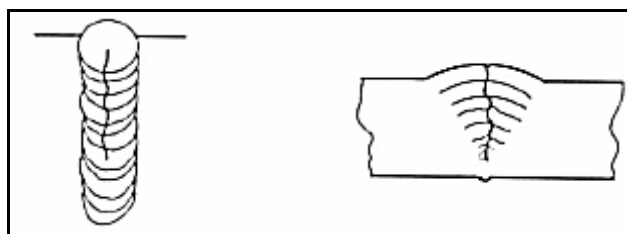


Figura 3.18 - Fissuração no centro do cordão em um passe único de alta penetração.

Trincas induzidas por hidrogênio. Esse modo de fissuração acontece a temperaturas próximas da ambiente, sendo mais comumente observada na zona termicamente afetada. O hidrogênio é introduzido na poça de fusão através da

umidade ou do hidrogênio contidos nos compostos dos fluxos ou nas superfícies dos arames ou do metal de base, resultando em que a poça de fusão e o cordão de solda já solidificado tornam-se um reservatório de hidrogênio dissolvido. Numa poça de fusão de aço o hidrogênio se difunde do cordão de solda para as regiões adjacentes da zona termicamente afetada que foram reaquecidas suficientemente para formar austenita. À medida que a solda se resfria a austenita se transforma e dificulta a difusão posterior do hidrogênio. O hidrogênio retido nessa região adjacente ao cordão de solda pode causar fissuração.

Porosidade. A porosidade pode ocorrer de três modos. Primeiro, como resultado de reações químicas na poça de fusão, isto é, se uma poça de fusão de aço for inadequadamente desoxidada, os óxidos de ferro poderão reagir com o carbono presente para liberar monóxido de carbono (CO). A porosidade pode ocorrer no início do cordão de solda na soldagem manual com eletrodo revestido porque nesse ponto a proteção não é totalmente efetiva. Segundo, pela expulsão de gás de solução à medida que a solda solidifica, como acontece na soldagem de ligas de alumínio quando o hidrogênio originado da umidade é absorvido pela poça e mais tarde liberado. Terceiro, pelo aprisionamento de gases na base de poças de fusão turbulentas na soldagem com gás de proteção. A maioria desses efeitos pode ser facilmente evitada, embora a porosidade não seja um defeito excessivamente danoso às propriedades mecânicas, exceto quando aflora à superfície. Quando isso acontece, pode favorecer a formação de entalhes que poderão causar falha prematura por fadiga, por exemplo.

Inclusões. Com processos que utilizam fluxo é possível que algumas partículas desse fluxo sejam deixadas para trás, formando inclusões no cordão de solda. É mais provável de as inclusões ocorrerem entre passes subseqüentes ou entre o metal de solda e o chanfro do metal de base. A causa mais comum é a limpeza inadequada entre passes agravada por uma técnica de soldagem ruim, com cordões de solda sem concordância entre si ou com o metal de base. Assim como na porosidade, inclusões isoladas não são muito danosas às propriedades mecânicas, porém inclusões alinhadas em certas posições críticas como, por exemplo, na direção transversal à tensão aplicada, podem iniciar o processo de fratura. Há outras formas de inclusões que são mais comuns em soldas de ligas não

ferrosas ou de aços inoxidáveis do que em aços estruturais. Inclusões de óxidos podem ser encontradas em soldas com gás de proteção onde o gás foi inadequadamente escolhido ou inclusões de tungstênio na soldagem GTAW (TIG) com correntes muito altas para o diâmetro do eletrodo de tungstênio ou quando este toca a peça de trabalho.

Defeitos de cratera. Já foi mencionado que a granulação no metal de solda é geralmente colunar. Esses grãos tendem a crescer a partir dos grãos presentes nos contornos de fusão e crescem afastando-se da interface entre o metal líquido e o metal de base na direção oposta ao escoamento de calor. Um ponto fundido estacionário teria naturalmente um contorno aproximado no formato circular, porém o movimento da fonte de calor produz um contorno em forma de lágrima com a cauda na direção oposta ao movimento. Quanto maior for a velocidade de soldagem, mais alongado será o formato da cauda. Se a fonte de calor for repentinamente removida, a poça fundida solidifica com um vazio que é denominado cratera. A cratera está sujeita a conter trincas de solidificação na forma de estrela. As técnicas de soldagem ao final do cordão de solda são desenvolvidas para corrigir esse fenômeno voltando o arco por alguns momentos para preencher a poça de fusão ou até mesmo reduzindo gradualmente a corrente enquanto se mantém o arco estático.

Falta de fusão e perfil do cordão desfavorável. Esses são defeitos comuns fáceis de se evitar. A causa pode ser uma corrente de soldagem muito baixa ou uma velocidade de soldagem inadequada.

A zona termicamente afetada (ZTA). Nenhuma solda por fusão pode ser realizada sem acumular um gradiente térmico no metal de base. A difusão de calor para o metal de base é fortemente influenciada pela temperatura da poça de fusão e pela velocidade de soldagem. Soldagem com alta potência e alta velocidade reduz o gradiente térmico.

Num ponto da ZTA logo além da borda da poça de fusão a temperatura aumenta rapidamente a um nível próximo do da poça de fusão e diminui rapidamente produzindo um efeito como o de têmpera e induzindo no aço tensões residuais (Masubuchi, 1993).

Em aços essa região torna-se austenítica durante o aquecimento e pode conter o constituinte duro conhecido como martensita quando se resfria. Essa região desenvolve grãos grosseiros (região de crescimento de grão) porém um pouco mais além, onde a temperatura não foi tão alta, entrando na faixa acima da temperatura de transformação mas não atingindo a região austenítica, o tamanho de grão é menor (região de refino de grão). Mais além ainda, não há alteração no tamanho de grão, mas o calor é suficiente para reduzir a dureza dessa região e eliminar até certo ponto os efeitos de qualquer encruamento (região intercrítica). Efeitos metalúrgicos similares são também observados na ZTA após cortes com aporte térmico. Em materiais endurecíveis por solução sólida como ligas de alumínio, por exemplo, a região próxima à poça de fusão torna-se efetivamente solubilizada por tratamento térmico e terá sua dureza aumentada com o tempo ou com um tratamento térmico subsequente a baixas temperaturas, causando endurecimento por precipitação. Em materiais que não sofrem transformação, como os aços, nem endurecem por solução sólida, como ligas de alumínio tratáveis termicamente, os efeitos do calor são mais simples, sendo aplicados principalmente para reduzir a dureza e para a eliminação completa ou parcial do encruamento.

Raramente a condição de soldagem é tão simples como foi descrita acima porque os metais de base são freqüentemente imperfeitos quando observados detalhadamente, sendo também possível para a poça de fusão introduzir hidrogênio na zona termicamente afetada. Esta é, portanto, uma região potencial de defeitos e seu comportamento em um material qualquer é um aspecto importante da consideração de soldabilidade. Soldabilidade, no entanto, é uma propriedade do material que não pode ser definida precisamente porque varia com o processo empregado e com a maneira como o processo é utilizado.

Materiais com soldabilidade ruim podem ser soldados satisfatoriamente desde que seja tomado muito cuidado na seleção do consumível, no controle da soldagem e na inspeção final. Isso freqüentemente significa muitos testes antes da produção e naturalmente um aumento nos custos.

Em geral a dureza da zona termicamente afetada diminui a medida que aumentamos o heat input (Eroglu, 2000).

Defeitos na ZTA. Alguns dos defeitos que podem ocorrer na ZTA são: fissuração por hidrogênio (designada também por fissuração sob cordão), decoesão

lamelar; trincas de reaquecimento; fissuração por corrosão sob tensão; trincas de liquação ou microfissuração. A ZTA também pode ser considerada muito susceptível a fratura assistida por ambientes agressivos (Strohaecker, 1989).

Fissuração da ZTA por hidrogênio. Esse tipo de fissuração pode ocorrer nos aços e resulta da presença de hidrogênio numa microestrutura temperada suscetível à fissuração como a martensita, aliada à tensão aplicada. Normalmente pouco pode ser feito sobre a tensão, embora seja conhecido que juntas com aberturas excessivas sejam mais suscetíveis à fissuração.

As medidas práticas para evitar a fissuração dependem de reduzir o hidrogênio na poça de fusão e evitar uma ZTA endurecida. Quando a região próxima à solda se resfria a mobilidade do hidrogênio diminui e ele tende a permanecer onde puder causar fissuração. O nível de hidrogênio é controlado por um tipo adequado de consumível de soldagem e pela garantia de que ele esteja seco. Eletrodos rútilicos depositam metal de solda com teor de hidrogênio maior que eletrodos básicos, que são os preferidos para a soldagem de aços de alta resistência e também para juntas com espessura superior a 25 mm. Quando se soldam aços altamente sensíveis ao hidrogênio difusível pode ser empregado um eletrodo inoxidável austenítico já que esse metal de solda não sofre transformação metalúrgica e resulta em um bom recipiente para o hidrogênio.

Para qualquer aço a dureza atingida na ZTA depende diretamente da taxa de resfriamento e quanto maior a taxa de resfriamento mais facilmente a estrutura pode trincar. Um importante fator influenciando a taxa de resfriamento é a massa de material sendo soldada: quanto maior a espessura da junta, maior a velocidade de resfriamento. O tipo de junta também afeta a taxa de resfriamento pelo número de caminhos ao longo dos quais o calor pode fluir. A extração do calor da peça pode ser em regime bidimensional no caso de juntas de topo ou tridimensional no caso de juntas em ângulo (Machado, 1998). Na junta de topo há dois caminhos., por outro lado, numa junta em ângulo há três caminhos, de tal modo que um cordão de solda de mesmo tamanho nessa junta resfria-se mais rapidamente como mostrado na Figura 3.19.

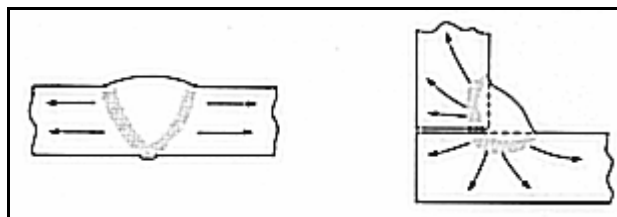


Figura 3.19 - Caminhos do fluxo de calor em juntas de topo e em ângulo.

O controle da microestrutura é alcançado principalmente de duas maneiras. Primeiro, escolhendo um aço que tenha uma temperabilidade adequada. A temperabilidade de um aço é determinada por seu teor de carbono e de outros elementos de liga como manganês, cromo, molibdênio e vanádio, existindo várias equações para estimar o carbono equivalente a partir da composição química de um aço. Segundo, a microestrutura pode ser controlada reduzindo-se a taxa de resfriamento que, para qualquer tipo de junta, pode ser conseguido de duas maneiras:

- Elevando o aporte térmico pelo aumento do tamanho do cordão de solda e/ou reduzindo a velocidade de soldagem. Em termos de soldagem ao arco elétrico, isso significa empregar eletrodos de diâmetro maior;
- Empregando pré-aquecimento. A fissuração induzida por hidrogênio ocorre apenas a temperaturas em torno da temperatura ambiente, de modo que, se for realizado um pós-aquecimento (manutenção da temperatura após a soldagem) por um tempo dependente da espessura do aço, haverá a difusão do hidrogênio para fora da região da solda antes que a fissuração possa acontecer.

Um carbono equivalente menor que 0,40% indica que o aço apresenta boa soldabilidade, porém valores acima desse podem tornar necessárias algumas precauções adicionais com o pré-aquecimento ou com o aporte térmico. Como o pré-aquecimento é caro e difícil de ser empregado, pode ser evitado quando se aplicam eletrodos básicos em vez de rútilicos ou, em casos extremos, aplicando-se eletrodos austeníticos.

Tomando-se cuidado, a fissuração na ZTA pode ser evitada, mas é um defeito difícil de ser notado, particularmente em juntas em ângulo, onde pode aparecer na

garganta da junta, que é uma área sujeita a concentração de tensões. Como uma alta taxa de resfriamento é um grande agente contribuinte para a fissuração por hidrogênio, pequenos cordões de solda como pontos de solda (ou mesmo aberturas involuntárias de arco) são sítios potenciais para a ocorrência desse fenômeno, devendo ser tratados com o mesmo cuidado que a solda principal ou definitiva.

Trincas de reaquecimento. Esse fenômeno pode acontecer em alguns aços de baixa liga nos contornos de grão, normalmente na região de granulação grosseira da ZTA, após a solda ter entrado em serviço a altas temperaturas ou ter sido tratada termicamente. As causas reais para esse fenômeno são complexas e não estão completamente entendidas, mas o mecanismo pode envolver endurecimento no interior dos grãos pelos formadores de carbonetos como cromo, molibdênio e vanádio, concentrando a deformação nos contornos de grão que, se contiverem impurezas como enxofre, fósforo, estanho, antimônio e arsênio, poderá haver colapso nessas regiões.

Fissuração por corrosão sob tensão. É uma forma de fissuração que pode ocorrer em muitos materiais e está usualmente associada à presença de um meio corrosivo como, por exemplo, sulfeto de hidrogênio (H_2S), podendo atacar a região endurecida da ZTA em tubulações de aço. Por isso é especificada muitas vezes uma dureza máxima. Precauções gerais contra a corrosão sob tensão incluem a seleção cuidadosa do metal de base e de um tratamento pós-soldagem adequado para reduzir as tensões e colocar a ZTA em sua condição microestrutural mais adequada.

Trincas de liquação. Outros possíveis defeitos na ZTA incluem trincas de liquação causadas pela fusão de constituintes de baixo ponto de fusão presentes nos contornos de grão, resultando em microtrincas que podem posteriormente formar sítios de propagação de trincas maiores.

3.2.5 - Microestrutura da Zona Fundida (Aços Baixo Carbono e Baixa liga).

A microestrutura de um aço é definida pela sua composição química, estrutura cristalina e morfologia de cada fase, as morfologias básicas são as

planares, celulares e dendríticas, sendo que a morfologia de cada fase é afetada basicamente pela velocidade de resfriamento durante a solidificação (Lima, 2000).

Os aços com baixo teor de carbono e baixa liga, dentre eles o Aço ABNT LN28 e o SAE 8620 iniciam sua solidificação como ferrita, sendo que durante o resfriamento a ferrita não transformada gera a formação da austenita. Em temperaturas altas a austenita tem grande crescimento de grão (Cota, 2002) que apresentam-se colunares e grosseiros. Em temperaturas inferiores a 900 °C a austenita pode decompor-se em uma larga variedade de micro constituintes. A austenita pode ter alterada a sua faixa de transformação a medida que aumenta a quantidade de Carbono (Keehan, 2005).

A microestrutura da zona fundida do metal de solda baixo carbono e baixa liga é resultado do crescimento colunar do metal de solda solidificado, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita e da interação complexa de muitas variáveis como: composição química do metal de solda, tamanho de grão austenítico anterior (Eroglu, 1999), micro-segregações, estado de deformações, das condições de aquecimento e resfriamento além da composição química e distribuição do tamanho de inclusões não metálicas e precipitados.

Em operações de soldagens multipasses, a microestrutura será ainda mais complexa, sendo formada por regiões reaquecidas e alteradas pelos ciclos térmicos dos passes seguintes e por regiões que permaneceram basicamente inalteradas. As características desta microestrutura, são fundamentais na determinação das propriedades finais da zona fundida.

Quando as soldas são executadas em um único passe, a microestrutura da zona fundida será composta pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita pode assumir diferentes morfologias e algumas de grande semelhança.

Basicamente a austenita é decomposta em ferrita, perlita e cementita, também pode ocorrer de pequenas quantidades de austenita permanecerem inalteradas, essa austenita é chamada de austenita retida. Também podem ocorrer na estrutura a presença de precipitados como carbonetos, nitretos e inclusões.

Os diferentes constituintes presentes na zona fundida nem sempre são de fácil identificação, e para facilitar essa identificação e eliminar a proliferação de diferentes nomenclaturas o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes do metal de solda, baseado na sua

observação com o microscópio ótico, que se tornou o mais aceito atualmente. Os constituintes mais comuns da zona fundida segundo a IIW podem ser classificados em: Martensita – M, Ferrita acicular – FA, Ferrita de contorno de grão – PF(G), Ferrita poligonal intragranular – PF(I), Ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA), Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A), Agregado ferrita-carboneto – FC.

As características dos principais constituintes da zona fundida podem ser vistas na Figura 3.20 e o aspecto dos mesmos pode ser visto na Figura 3.21. A seguir serão discutidas as principais características desses constituintes.

Produto de Transformação	Descrição Geral	Terminologia do IIW Equivalente
Ferrita Poligonal (PF)	Poligonal ou equiaxial em baixas taxas de resfriamento. Alotriomórficas de contorno de grão à maiores taxas de resfriamento.	Ferrita Primária (PF) ou (PF(G))
Perlita (P)	Perlita ou Carbetos Perlíticos.	Agregados Ferrita-Carbetos (FC(P))
Ferrita de Placas Laterais (FSP)	Estruturas de Placas laterais que crescem diretamente da ferrita poligonal ou alotriomórficas de contorno de grão.	Ferrita com Segunda Fase (FS(SP))
Ferrita Acicular (AF)	Produto intragranular com grãos finos se entrecruzando separadas por contornos de alto ângulo e razão de aspecto de 3:1 até 10:1	Ferrita Acicular (AF)
Ferrita Acicular Grosseira (CAF)	Produto intragranular formado a menores taxas de resfriamento que a ferrita acicular com tamanho de grão grande e que pode estar associada com carbetos.	Ferrita Acicular (AF)
Ferrita em Ripas (LF)	Produto predominantemente intragranular semelhante à bainita que por vezes se forma entre a AF ou FSP. Carbetos podem ou não estar presentes.	Ferrita com Segunda Fase (FS(B))
Martensita (M)	Martensita em ripas	Martensita (M(L))

Figura 3.20 - Constituintes da zona fundida de aços ferríticos observados ao microscópio ótico, segundo o sistema do IIW (Ale, 1991).

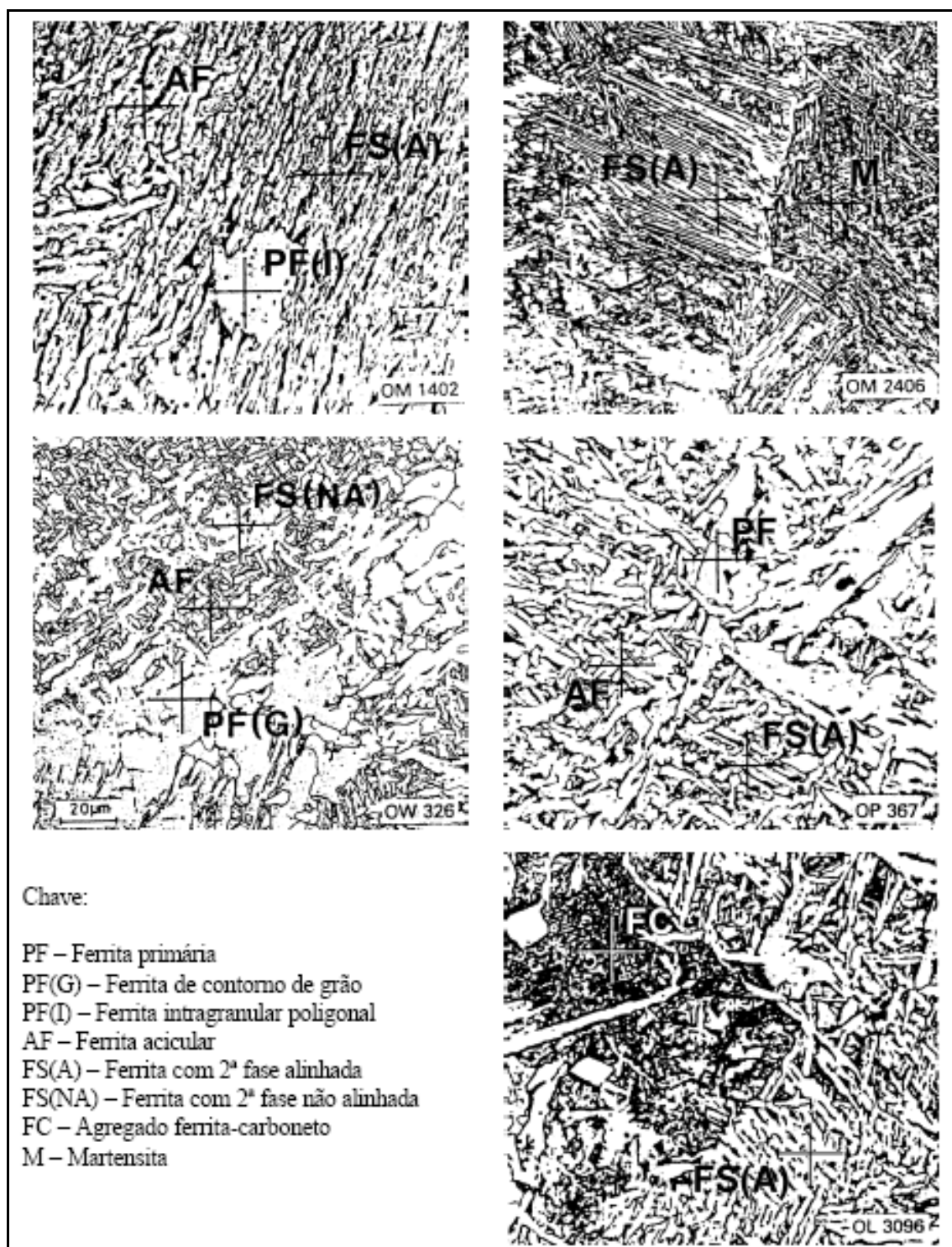


Figura 3.21 – Constituintes da zona fundida de aços ferríticos (Alé, 1991).

Martensita. Quando soldamos aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga ou em soldagens com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida. A

martensita se forma quando o resfriamento for rápido o suficiente de forma a evitar a difusão do carbono, ficando o mesmo retido em solução. Como consequência disso, ocorre a transformação polimórfica onde a estrutura passa de Cúbico de Face Centrada para Tetragonal de Corpo Centrado (Zhu, 2005). Como a martensita não envolve difusão, a sua formação ocorre instantaneamente (independente do tempo). Pelo fato da transformação ser alotrópica e com aumento de volume gera-se concentração de tensões. É uma solução sólida supersaturada de carbono e com microestrutura em forma de agulhas, é dura e frágil (63 – 67 Rc) e têm estrutura tetragonal cúbica. Na martensita todo o carbono permanece intersticial, formando uma solução sólida de ferro supersaturado com carbono que é capaz de transformar-se em outras estruturas por difusão quando aquecidas. A martensita revenida é uma estrutura que pode ser obtida pelo reaquecimento da martensita, nesse caso a dureza cai, ocorrendo a precipitação de carbonetos e seu formato é de agulhas escuras.

A martensita não é uma fase em equilíbrio (metaestável) nos aços e sua formação depende da composição química e taxa de resfriamento das regiões contendo austenita a alta temperatura, sua dureza é regida primeiramente pela quantidade de carbono (Speich, 1992), mas também é influenciada pela presença de elementos de liga e pelo tamanho de grão da austenita. Basicamente podem ser formadas dois tipos de martensita nos aços sendo que em aços baixo carbono a martensita é formada em agulhas e em aços com maior quantidade de carbono é formada em placas. Aços com média quantidade de carbono possuem uma mistura de agulhas e placas (Benscoter, 1992).

Esta estrutura apresenta geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, particularmente em aços com teor de carbono mais alto. Certos aços baixa liga, com baixo teor de carbono (em torno de 0,1%), apresentam uma alta temperatura M_s ($>300^\circ\text{C}$). Neste caso, algum carboneto pode ser formado durante o resfriamento, diminuindo a supersaturação de carbono na martensita. Esta forma de constituinte (martensita autorevenida) tem uma estrutura semelhante à bainita inferior e é considerada como tendo uma boa resistência à fratura frágil. As Figuras 3.22 e 3.23 mostram respectivamente uma estrutura martensítica e uma martensítica revenida em aço. Estudos têm sido elaborados, apesar da dificuldade tecnológica para obter estruturas cristalinas fundidas compostas pela chamada Bainita e

Martensita Bifásica que possuiriam boa combinação entre dureza e resistência ao impacto (Jiang, 2005).

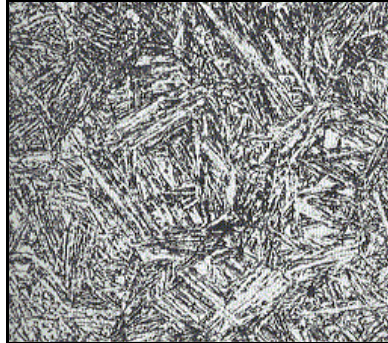


Figura 3.22 - Estrutura Martensítica em aço baixo carbono baixa Liga

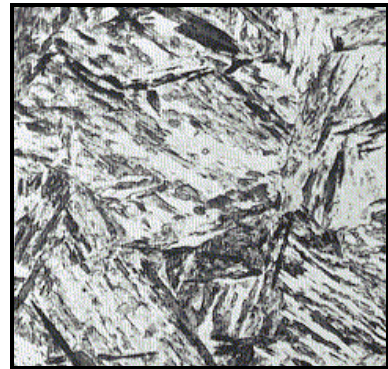


Figura 3.23 – Estrutura Martensítica Revenida em aço baixo carbono baixa liga.

Ferrita acicular - (FA). É uma estrutura resultante do crescimento de agulhas de ferrita em diferentes direções a partir de inclusões (Vishnu, 1993). É o tipo mais freqüente de ferrita nucleada no interior dos grãos austeníticos, sendo formada a temperaturas tão baixas quanto aquelas de formação da bainita em aços baixo carbono e baixa liga resfriados continuamente. A ferrita acicular forma-se intragranularmente, nucleando-se de forma heterogênea em sítios como inclusões, precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos.

Na zona fundida, a sua formação é favorecida pela presença de precipitados e, particularmente, de numerosas inclusões resultantes da presença de oxigênio, em geral, em teores superiores aos do metal base.

Esta forma de ferrita possui granulação muito fina e maior densidade de deslocamentos que as formas anteriores. Os grãos aciculares têm espessura da ordem de $2\mu\text{m}$, elevada razão entre o seu comprimento e largura (entre 2 e 10) e contornos

de grão de grande ângulo. Entre os grãos, podem existir carbonetos ou outros microconstituintes ricos em carbono. Devido ao seu pequeno tamanho de grão e diferença de orientação cristalina entre os grãos, este constituinte é considerado o melhor para garantir uma tenacidade elevada para o metal de solda de aço e com limite de escoamento em torno de 500MPa.

A ferrita acicular difere morfologicamente da bainita porque ela nucleia intragranularmente nas inclusões e por causa da dureza da colisão entre lâminas nucleadas em inclusões adjacentes. Conclui-se que a ferrita acicular é de fato bainita com nucleação intragranular em grãos grandes de austenita típicos de depósitos de soldagem (Bhadeshia, 1987). A Figura 3.24 dá um exemplo de microestrutura composta de ferrita acicular.

Estudos á respeito dos fatores que favorecem um aumento na formação da ferrita acicular, chegaram a conclusão de que uma redução de superfície de contorno de grão austenítico por unidade de volume, favorecia a formação da ferrita acicular em detrimento da bainita, devido à redução dos locais propícios para sua nucleação (Paris, 2004).



Figura 3.24 – Exemplo de microestrutura composta de ferrita acicular (Vishnu, 1993).

Ferrita de contorno de grão - PF(G). A ferrita proeutetóide que nucleia nos contornos de grãos austeníticos é classificada como ferrita de contorno de grão (Huppi, 1993). Geralmente está presente em soldagens com baixa velocidade de resfriamento e é o primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita e consiste de cristais de ferrita que nuclearam nos contornos de grão austeníticos em elevadas temperaturas de transformação (Bramfitt, 1993). Apresentam uma forma lenticular ou equiaxial, sendo facilmente observados com o uso de microscopia ótica.

Esta morfologia da ferrita apresenta um tamanho de grão relativamente grande e tende, nas regiões inalteradas da zona fundida, a formar veios ao longo

dos contornos dos grãos colunares austeníticos. Entre os seus grãos podem ser observados constituintes ricos em carbono e em impurezas, segregados durante a transformação de fase, como a perlita. Devido a estas características, uma grande quantidade de ferrita de contorno de grão é indesejável em soldas que devem apresentar uma elevada resistência à fratura por clivagem (fratura frágil). Na maioria dos casos, a transformação da austenita para ferrita de contorno de grão antecede a formação de ferrita poligonal intragranular. A Figura 3.25 ilustra uma estrutura composta de ferrita de contorno de grão.

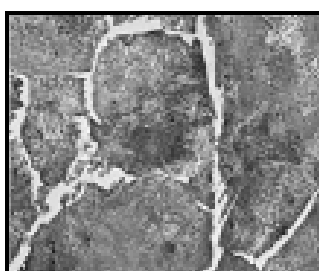


Figura 3.25 – Ferrita de contorno de grão (branco) em aço 1045 (Benscoter, 1992).

Ferrita poligonal intragranular - PF(I). A ferrita proeutetóide que nucleia intragranularmente é classificada como ferrita poligonal, geralmente obtida em soldagens com baixa velocidade de resfriamento. Se a austenita tiver um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está sendo formada nos seus contornos e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem ser formados no interior da austenita. Quando se forma a temperaturas elevadas, a ferrita apresenta grãos equiaxiais. É possível observar Microconstituintes como perlita e outros nos contornos da ferrita de contorno de grão e da ferrita poligonal intragranular. A Figura 3.26 mostra um exemplo de ferrita poligonal.

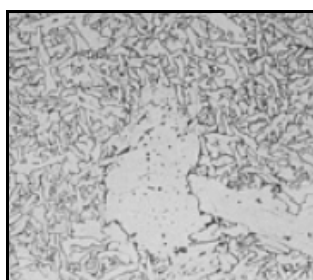


Figura 3.26 – Ferrita poligonal em aço A-36 (Huppi, 1993).

Ferrita com segunda fase não alinhada - FS(NA). a FS(NA) é formada por ferrita envolvendo completamente “microfases” (carbonetos ou o constituinte austenita-martensita) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou ferrita envolvendo grãos de ferrita acicular (Dallam, 1992). Este constituinte parece ser uma forma atípica de bainita, embora possa resultar simplesmente de um corte particular de pacotes de bainita, essa microestrutura se desenvolve em três dimensões.

Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A). Engloba constituintes que tendem a apresentar uma aparência muito similar. Destacam-se uma forma de ferrita pró-eutetóide que se forma a temperaturas mais baixas e se constitui de placas que nucleiam nos contornos de grão da austenita e crescem ao longo de planos bem definidos dentro destes grãos e a bainita superior. Ambos os constituintes podem iniciar o seu crescimento diretamente do contorno de grão da austenita ou a partir de grãos de ferrita de contorno de grão formados anteriormente.

O primeiro dos constituintes citados é frequentemente conhecido através de várias nomenclaturas como: placas laterais de ferrita, constituinte lamelar e ferrita de Widmanstätten. Cresce para o interior dos grãos austeníticos, mantendo com estes uma relação cristalográfica definida, segundo um mecanismo que pode envolver tanto difusão como o movimento cooperativo de átomos. As regiões da austenita entre as placas de ferrita se enriquecem de carbono durante seu crescimento e dão origem a regiões de perlita ou de outros constituintes ricos em carbono. Esta estrutura é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, por teores de carbono intermediários (entre 0,2 e 0,4%) e, principalmente, por um super-resfriamento, em relação à temperatura A3, maior do que o associado com a formação do constituinte anterior. Forma grãos relativamente grosseiros que apresentam pequena diferença de orientação cristalina entre si. Estas características e a presença de filmes de constituintes ricos em carbono e frágeis em seus contornos fazem com que esta forma de ferrita seja considerada de características pouco desejadas na zona fundida de soldas que devam apresentar uma elevada tenacidade.

A bainita superior se forma a temperaturas mais baixas que a ferrita acicular, ocorrendo principalmente em soldas com elevada velocidade de resfriamento, teor de oxigênio muito baixo ou teor de elementos de liga muito elevado. Apresenta-se

como uma série de lâminas de ferrita, formadas a partir dos contornos de grão austeníticos, ou da ferrita de contorno de grão, exibindo evidências de constituintes ricos em carbono entre as lâminas e sendo muito parecida com a ferrita de Widmanstätten (Edmonds, 1992). Por microscopia eletrônica, a bainita superior pode, em princípio, ser distinguida por apresentar uma maior densidade de defeitos cristalinos (deslocações) e, em geral, uma precipitação interna de carbonetos. A bainita superior é em geral indesejável por apresentar baixa tenacidade.

A temperatura de transição dúctil-frágil da bainita superior é alta levando-se em conta que a fratura por clivagem pode propagar nas películas de cementita, já a bainita inferior que geralmente é formada a taxas de resfriamento intermediárias (Elmer, 2004) possui uma fina dispersão de carbonetos que impedem a propagação da fratura, deformando plasticamente ao invés de fraturarem (Kobayashi, 1994).

Alguns experimentos demonstraram que bainita pode ser obtida em aços de alto carbono, resfriando-se isotermicamente em temperaturas de 125° a 200°C (Garcia-Mateo, 2003). Outros estudos mostraram que o aumento da quantidade de Mn favorece o refino da microestrutura bainítica (Silva, 2002).

Agregados ferrita-carboneto – FC. Incluem a perlita, a bainita inferior e o constituinte austenita-martensita, que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas. Para o metal de solda baixo carbono e baixa liga, esses constituintes aparecem em pequena quantidade, e quando observados por microscopia ótica formam áreas escurecidas na microestrutura, sendo de difícil identificação.

4 – Materiais e métodos.

4.1 – Célula de soldagem.

Para a realização deste trabalho utilizou-se uma célula de soldagem robotizada Yaskawa Motoman ArcWorld 1000, essa célula de soldagem é composta basicamente de um manipulador (robô), uma fonte de soldagem, um posicionador, um conjunto cabeçote alimentador de arame, tocha de soldagem refrigerada, unidade de refrigeração da tocha e unidade de limpeza do bocal da tocha. Essa célula é mostrada na Figura 4.1.

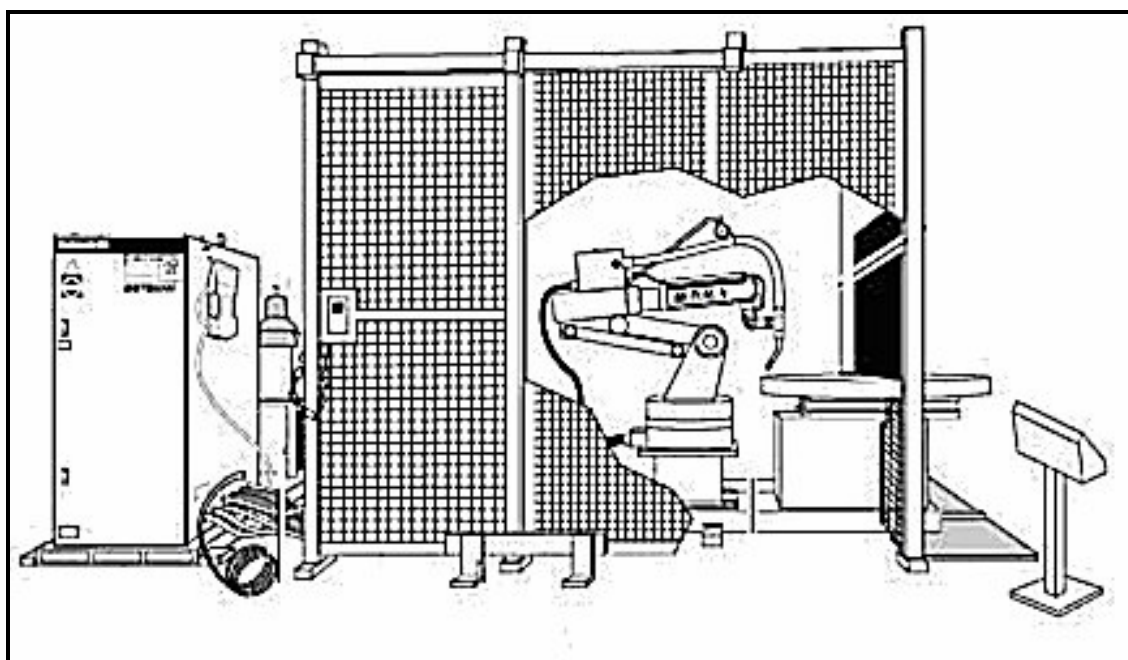


Fig 4.1 – Esquema da célula de soldagem robotizada ArcWorld 1000 (Motoman 1995).

Foi utilizada uma fonte de soldagem do fabricante HOBART, modelo ARC MASTER 351 conforme Figura 4.2. Essa é uma fonte de alimentação de CC de inversão primária e que pode ser usada para processos de soldagem de tensão constante, corrente constante e por pulsos. A saída é de 350 Amperes/34 Volts para um ciclo de serviço de 100% para todos os modos de operação. Na Figura 4.3 é mostrada a curva $V \times A$ dessa fonte.



Figura 4.2 – Fonte de Soldagem Hobart ARC-MASTER 351.

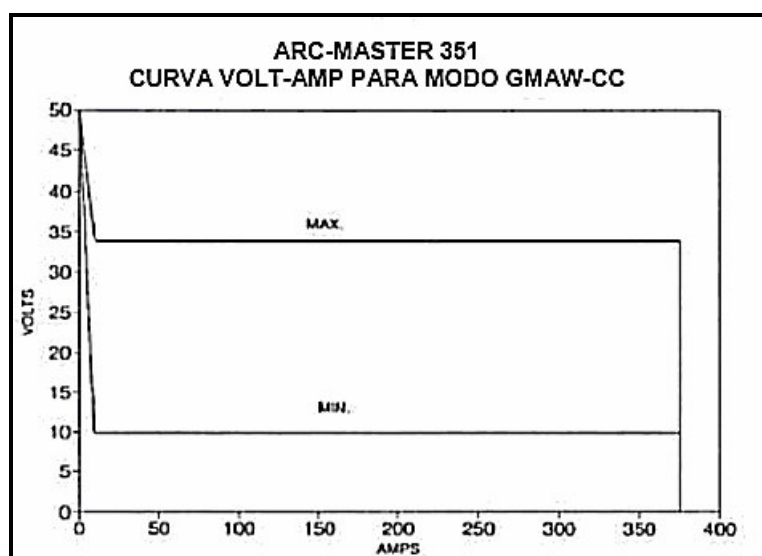


Figura 4.3 – Curva V x A do modo MAG da fonte Hobart ARC-MASTER 351 – (Thermadyne, 1996).

O manipulador utilizado foi o robô K6 Yaskawa Motoman mostrado na Figura 4.4. Esse é um robô com 6 graus de liberdade (eixos) utilizado especificamente para os processos de soldagem, já que sua capacidade de carga é de apenas 6Kgf comportando o peso de uma tocha de soldagem. A precisão de posicionamento desse robô é de $\pm 0,1$ mm. A faixa de movimentação e respectiva velocidade de deslocamento para cada eixo seria: eixo S (340° a 110% s), eixo L (240° a 90% s),

eixo U (270° a $110^\circ/s$), eixo R (360° a $240^\circ/s$), eixo B (270° a $180^\circ/s$) e eixo T (400° a $400^\circ/s$).

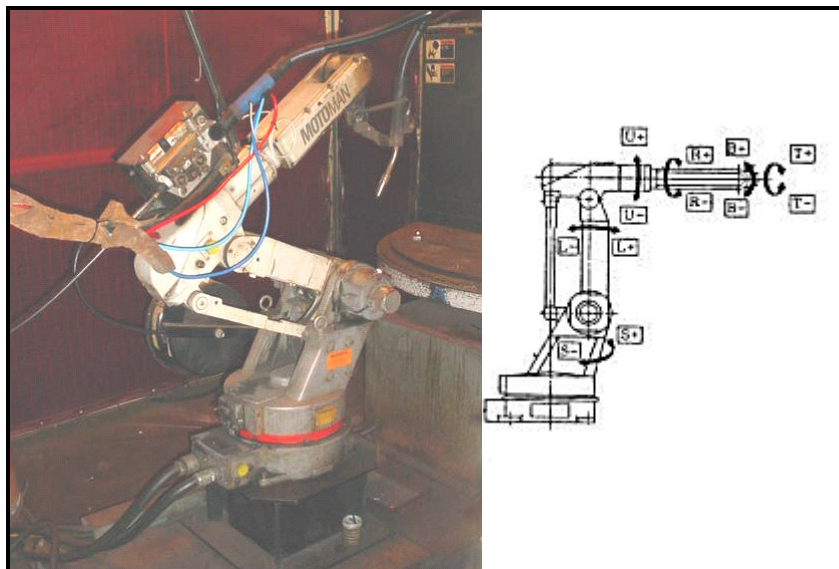


Figura 4.4 – Robô Motoman modelo K6.

A tocha de soldagem utilizada foi uma tocha de soldagem refrigerada a água da marca Binzel modelo 455 D cujo ciclo de trabalho é de 400A a 100% do ciclo.

Para a refrigeração dessa tocha foi utilizada uma unidade de refrigeração Miller modelo Coolmate 4 com capacidade máxima de refrigeração de 15.000 BTU/hr a 1,25 L/min.

A célula também era equipada com uma unidade pneumática de limpeza do bocal da tocha. Essa unidade é composta basicamente por um cilindro equipado com uma pequena fresa com um diâmetro externo que permite que a mesma possa ser posicionada pelo Robô dentro do bocal da tocha, dessa maneira permite-se que periodicamente e automaticamente elimine-se o excesso de respingos que poderiam acumular-se no bocal da tocha.

A célula também era composta por um controlador modelo MRC. O controlador é a unidade que viabiliza a programação e controle do Robô (“Teach-Pendant”).

O robô é equipado com um cabeçote de alimentação de arame que pode tracionar o arame de soldagem fornecido de duas maneiras: em barricas ou carretéis. Para esse trabalho o consumível utilizado foi fornecido por uma única barrica de 100Kgf.

O cabeçote em questão estava configurado com roldanas lisas ideais para trabalho com arame sólido no diâmetro de 1,2mm.

Essa célula possui em todo o seu contorno grades recobertas com cortinas de luz. Na frente da célula dá-se a carga e descarga das peças através de mesa giratória de duas posições, em soldagem de produção utiliza-se essa mesa para que enquanto o Robô solda uma peça dentro da célula de soldagem, no lado de fora o operador carrega uma nova peça na mesa. Ao fim do processo de soldagem, o programa gira a mesa para descarga da peça soldada e início da soldagem da peça que foi preparada. Nesse trabalho usamos apenas uma posição da mesa. A frente da célula de soldagem temos ao chão um tapete de segurança que impede que ocorra o giro da mesa se houver a presença de um operador sobre o mesmo. A célula possui uma porta de entrada a qual deve obrigatoriamente estar fechada durante o processo de soldagem, se a mesma estiver aberta todos os movimentos do manipulador e posicionador permanecem bloqueados.

4.2 – Dispositivo de Soldagem.

Para a realização da soldagem dos corpos de prova foi necessário fabricar um dispositivo de soldagem básico de forma que o mesmo proporciona-se a manutenção da posição relativa entre os corpos de prova e as coordenadas de soldagem previamente definidas no programa de soldagem utilizado. Esse dispositivo mostrado na Figura 4.5 é composto de uma base para apoio da superfície inferior do corpo de prova, encostos laterais e grampos para fixação.



Figura 4.5 – Dispositivo de Soldagem.

4.3 – Forno de aquecimento.

O forno de aquecimento utilizado foi um forno da marca Brasimet com câmara de aquecimento elétrico. O controle de temperatura é feito através de um termopar instalado no interior da câmara que envia os sinais para um controlador, que por sua vez controla a temperatura do forno atuando sob o contator de aquecimento. O modelo do forno é o K400 com temperatura máxima de trabalho de 1300°C, as dimensões da câmara são 400mm de largura, 400mm de altura e 600mm de profundidade, o volume da câmara é de 96l e sua potência instalada é de 18 KW.

4.4 – Pirômetro.

Antes e durante a soldagem dos corpos de prova foi necessário controlar respectivamente as temperaturas de pré-aquecimento e de interpasses, para isso utilizou-se além do forno já citado um pirômetro portátil da marca Raytek e da série MX. Esse pirômetro tem como características medir temperaturas entre - 30°C e 900°C, com precisão superior a 1:60, podendo trabalhar em temperatura ambiente variando de 0 a 50°C. Esse aparelho mede a intensidade da radiação infravermelha emitida pelo alvo e por consequência a temperatura da superfície considerando o índice de emissividade de cada material.

4.5 – Multímetro.

Durante os pré-ajustes dos parâmetros de soldagem foi utilizado um multímetro calibrado para verificar se os parâmetros especificados no programa de soldagem estavam condizentes com as saídas nos terminais da fonte de soldagem. As leituras encontradas foram satisfatórias.

4.6 – Lixadeira.

Durante a soldagem dos corpos de prova foi utilizada uma lixadeira elétrica. A lixadeira foi utilizada para a remoção dos defeitos encontrados entre os diversos passes de soldagem em cada corpo de prova como mordeduras e respingos.

4.7 – Consumíveis de Soldagem.

O arame de soldagem utilizado foi um arame sólido de diâmetro 1,2 mm fornecido em barrica de 100Kgf. A especificação do arame de soldagem usado foi a ER70S6. Foi utilizada a mesma barrica na soldagem de todos os corpos de prova.

O gás de soldagem utilizado foi uma mistura de 75% Argônio e 25% CO₂ fornecido por uma rede de gás.

Além disso foram utilizados os bicos de contato “Binzel” M8 CuCrZr de Ø1,2 e L= 30 mm, além do Bocal cônico “Binzel” de Ø15,5 e L= 67,5 mm.

4.8 – Material Base e corpos de prova.

Os corpos de prova para soldagem, num total de 09 foram compostos por dois materiais, ou seja cada lado da junta era composto por um tipo de material. Os materiais eram o aço SAE 8620 e o aço ABNT LN28.

O aço ABNT LN28 possui em sua composição química, conforme NBR 6655, 0,22% de C, 1,2% de Mn, 0,035% de P e 0,035% de S (valores máximos) e o aço SAE 8620 possui em sua composição química, conforme SAE J404, 0,23% de C, 0,9% de Mn, 0,35% de Si, 0,6% de Cr, 0,7% de Ni e 0,25% Mo.

O limite de resistência a tração do aço ABNT LN28 é de 410 a 560 MPa e o limite de resistência a tração do aço SAE 8620 é de 540 a 635 MPa. A tenacidade esperada para os aços 6655 LN28 e 8620, são respectivamente: 37 Joule e 26 Joule a -30°C. No que diz respeito a dureza, foram realizados ensaios prévios nos metais de base dos corpos de prova dos referidos aços, os resultados encontrados foram de 147 Hv para o aço ABNT LN28 e 187 Hv para o aço SAE 8620, para esse ensaio utilizou-se uma carga de 10Kgf.

As dimensões da junta e do corpo de prova foram baseados na Norma AWS D1.1 no que diz respeito a qualificação do procedimento de soldagem para a aplicação prática correspondente ao processo que está sendo estudado, no caso um corpo de eixo de uma carreta de pulverização. As referidas dimensões são mostradas na Figura 4.6 e 4.7.

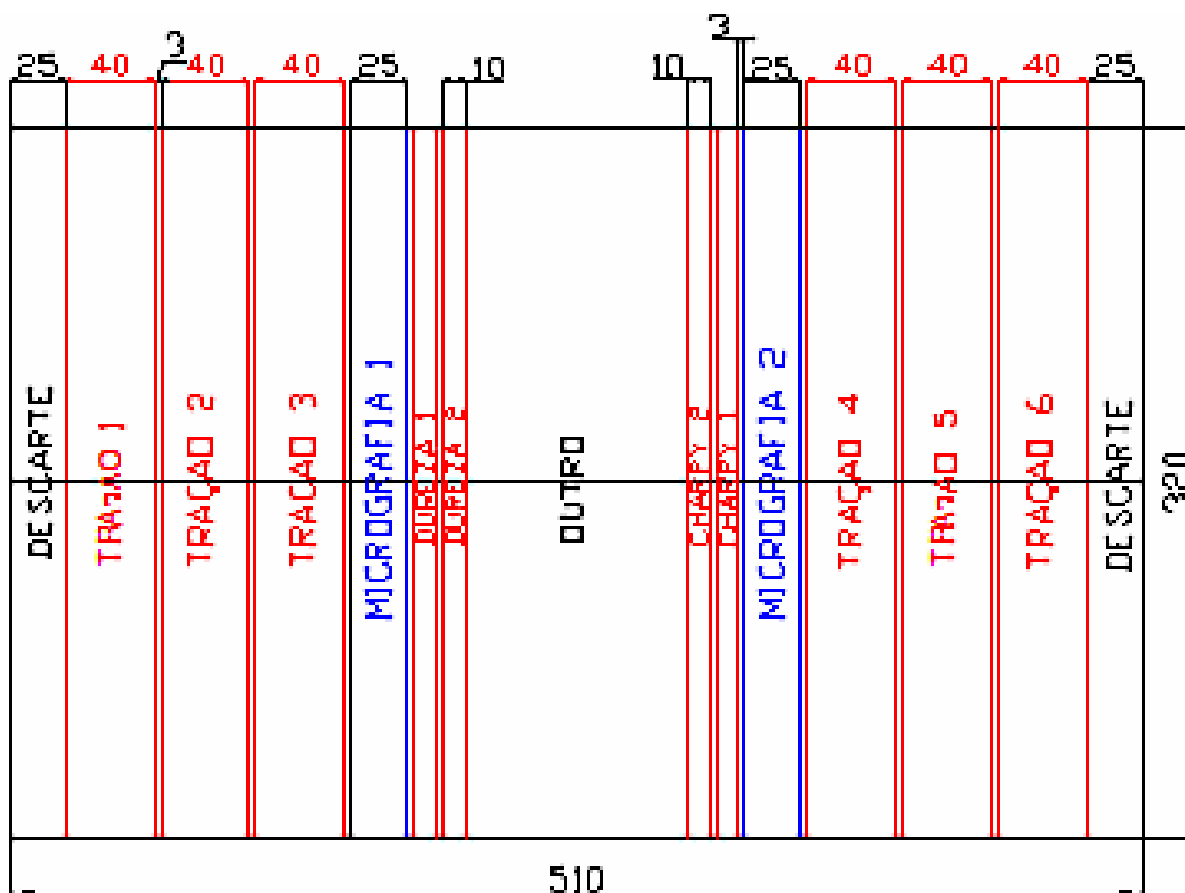


Figura 4.6 – Dimensões do corpo de prova de soldagem.

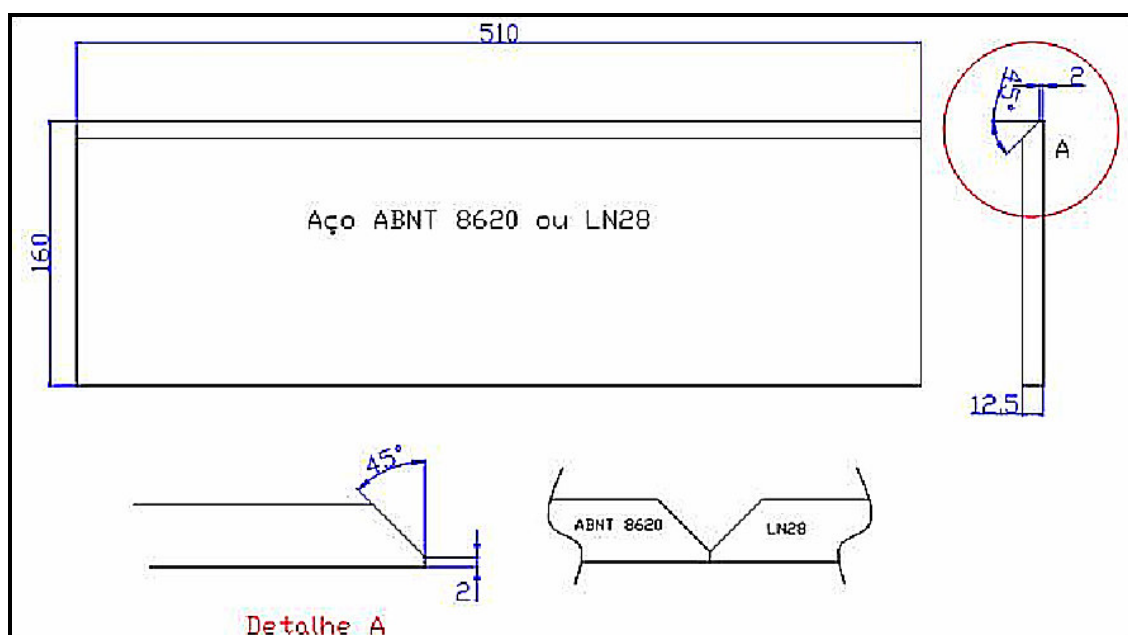


Figura 4.7 – Dimensões da junta.

De cada corpo de prova de soldagem foram extraídos dois corpos de prova para micrografia, conforme mostrado na Figura 4.8. No total foram realizadas 18 micrografias. Os corpos de prova para micrografias foram extraídos de maneira a conter a junta soldada e as micrografias foram realizadas na zona de transição entre o aço ABNT 8620 e o metal de solda.

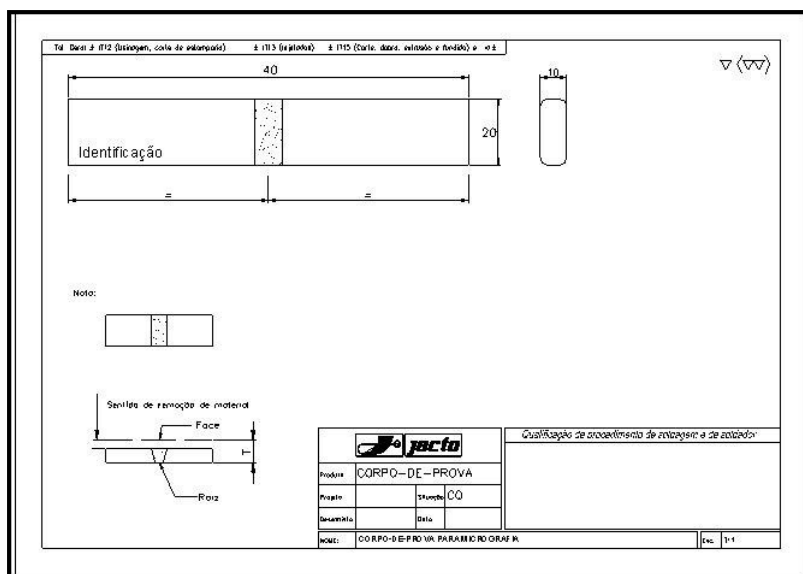


Figura 4.8 – Corpo de prova de Micrografia.

De cada corpo de prova de soldagem foram extraídos 6 corpos de prova para ensaio de tração, conforme mostrado na Figura 4.9. No total foram realizados 54 ensaios de tração.

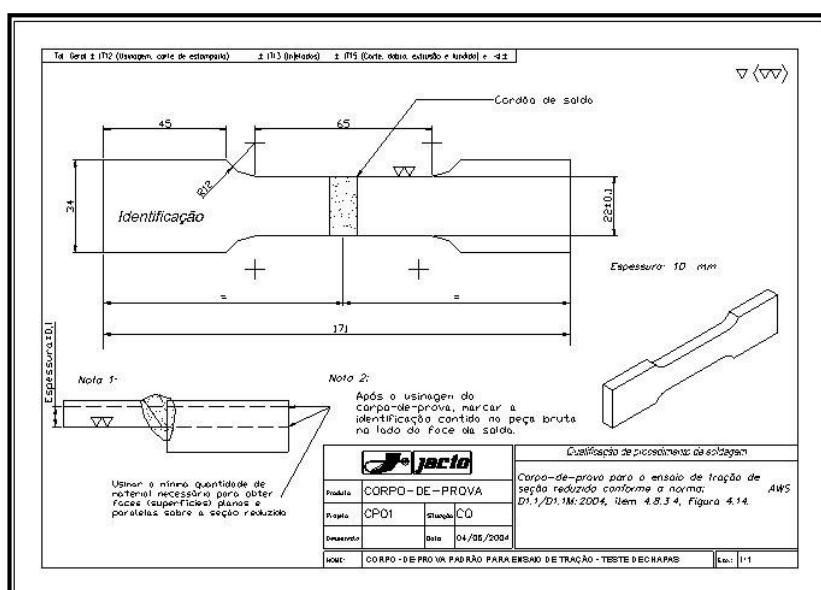


Figura 4.9 – Corpo de prova para ensaio de tração.

De cada corpo de prova de soldagem foram extraídos 2 corpos de prova para ensaio de impacto, conforme mostrado na Figura 4.10. No total foram realizados 18 ensaios de impacto. Os entalhes nos corpos de prova para ensaio de impacto estavam dispostos na ZTA dos aços 8620 e LN28, sendo que sua posição era perpendicular á direção de soldagem e na face de entrada da solda no referido corpo de prova.

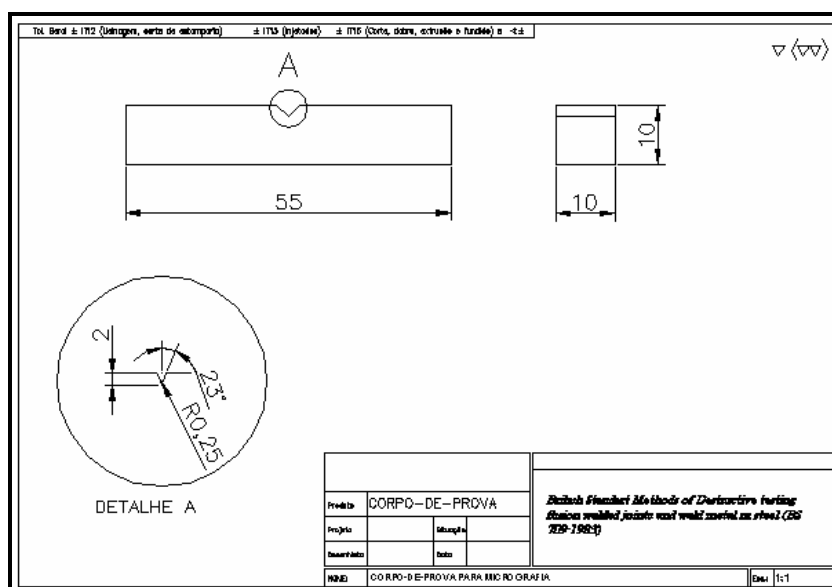


Figura 4.10 – Corpo de prova para ensaio de impacto.

Também foram extraídos 2 corpos de prova para ensaio de dureza em cada corpo de prova de soldagem, foram feitas 6 medições de dureza na ZTA do aço 8620 e 6 medições de dureza na ZTA do aço LN28 para cada corpo de prova de dureza, no total foram feitas 108 medições de dureza na ZTA do aço 8620 e 108 medições de dureza na ZTA do aço LN28, conforme mostrado na Figura 4.11. No caso da dureza as análises estatísticas foram realizadas em função das médias das 6 medições realizadas em cada ZTA de cada corpo de prova de dureza, ou seja um total de 18 médias para a ZTA do aço 8620 e 18 médias para a ZTA do aço LN28.

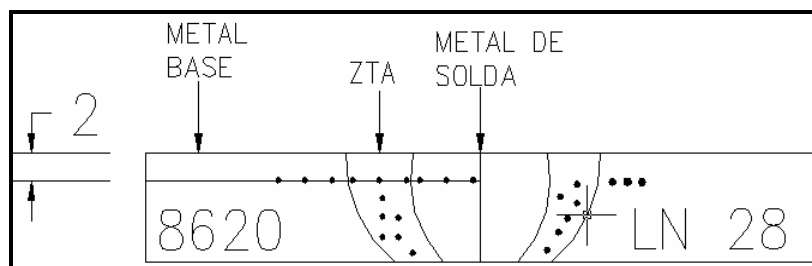


Figura 4.11 – Corpo de prova para ensaio de dureza.

4.9 – Método experimental.

Para a realização dos ensaios os nove corpos de prova foram divididos em três grupos de três corpos de prova, sendo que cada grupo foi soldado sob três condições diferentes de temperatura inicial: temperatura ambiente, pré-aquecimento a 120°C e a 220°C. A operação de soldagem dos corpos de prova é mostrada na Figura 4.12.



Figura 4.12 – Operação de soldagem dos corpos de prova.

Dentro de cada grupo de três corpos de prova, cada um deles foi soldado sob diferentes condições de tecimento. Utilizou-se no primeiro corpo de prova o padrão ZIGZAG, no segundo o VAIVEM e no terceiro não utilizou-se do tecimento. Foi mantido praticamente o mesmo “Heat Input” para cada condição de soldagem independente da temperatura de pré-aquecimento ou tecimento. Cada junta teve sua soldagem efetuada em 11 passes conforme mostrado na Figura 4.13, sendo que a cada passe era feita a leitura de temperatura com um pirômetro, conforme mostrado na Figura 4.14.

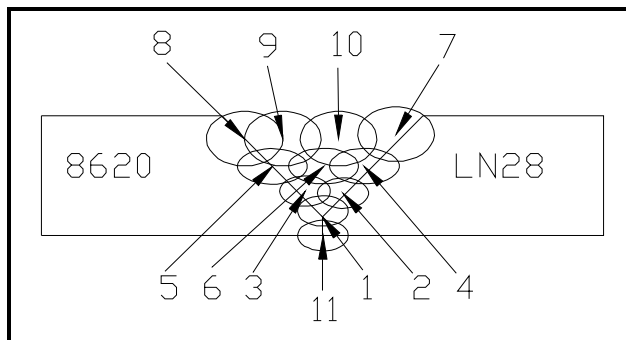


Figura 4.13 – Seqüência de passes utilizada no processo de soldagem dos corpos de prova.

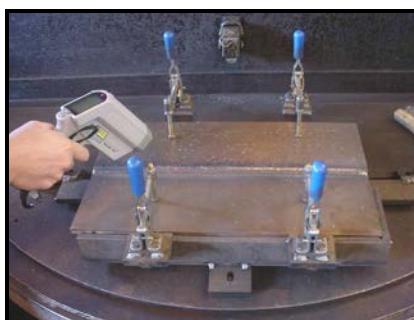


Figura 4.14 – Medição de temperatura interpasses.

Se necessário a cada passe era utilizada uma lixadeira elétrica para eliminar problemas de porosidade, mordedura ou respingos, como mostrado na Figura 4.15.



Figura 4.15 – Processo de eliminação de não conformidades na soldagem dos corpos de prova.

Foi utilizado um forno elétrico para que fossem obtidas as temperaturas de pré-aquecimento e também quando a temperatura inter-passes estivesse abaixo da temperatura de pré-aquecimento definida para o respectivo corpo de prova. A temperatura inter-passes chegava a níveis inferiores á temperatura de pré-

aquecimento justamente quando era necessário fazer retrabalhos para a eliminação de defeitos ou em dias onde a temperatura ambiente estava baixa.

Na Figura 4.16 é mostrado um corpo de prova pronto para ser pré-aquecido. A mesma disposição era usada para o aquecimento inter-passes.



Figura 4.16 – Corpo de prova pronto para ser pré-aquecido.

Antes do início da soldagem cada corpo de prova foi devidamente posicionado em dispositivo de soldagem construído especialmente para essa finalidade e com o propósito de manter as posições relativas entre o corpo de prova e a célula de soldagem. Esse arranjo é mostrado na Figura 4.17.



Figura 4.17 – Corpo de prova posicionado no dispositivo de soldagem.

Para manter a posição da junta de soldagem, soldou-se previamente na superfície inferior de cada corpo de prova travas conforme mostrado na Figura 4.18.



Figura 4.18 – Travas do corpo de prova.

O dispositivo de soldagem também faz-se necessário tendo em vista que para a soldagem robotizada, o programa pré-definido levará o robô exatamente nas mesmas coordenadas de soldagem definidas no programa, logo tem-se que garantir que as peças estejam sempre posicionadas no mesmo local da mesa de soldagem cujas coordenadas estão referenciadas pelo robô, dessa forma confecciona-se o dispositivo com referências que possam ser posicionadas sempre na mesma coordenada da mesa de soldagem.

Durante todas as fases de soldagem foi mantido o mesmo “stick-out” e posição da tocha (90°).

Os parâmetros e condições de soldagem utilizados para cada corpo de prova são os mostrados nas Tabelas de 4.1 a 4.3, sendo que os mesmos foram previamente definidos através da soldagem de corpos de prova de ajuste os quais foram posteriormente descartados. Na fase de ajuste escolheu-se parâmetros que permitissem uma soldagem isenta de defeitos como mordeduras, falta de fusão ou penetração e outros.

Tabela 4.1 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados à temperatura ambiente.

Temperatura Ambiente - sem pré-aquecimento					
Corpo de Prova nº 01		Corpo de Prova nº 02		Corpo de Prova nº 03	
Tensão (V)	21	Tensão (V)	21	Tensão (V)	21
Corrente (A)	215	Corrente (A)	180	Corrente (A)	210
Velocidade (mm/min)	45	Velocidade (mm/min)	37	Velocidade (mm/min)	43
Amplitude (mm)	2,4	Amplitude (mm)	2,4	Amplitude (mm)	0
Frequencia (Hz)	4	Frequencia (Hz)	4	Frequencia (Hz)	0
Tecimento	↗↘↗↘	Tecimento	↔	Tecimento	→
Heat input (J/mm)	6020	Heat input (J/mm)	6130	Heat input (J/mm)	6153

Tabela 4.2 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados á temperatura de pré-aquecimento de 120 °C.




Temperatura de pré-aquecimento de 120°C					
Corpo de Prova nº 04		Passe	T média	Passe	T média
Tensão (V)	21	1	121	8	127
Corrente (A)	215	2	127	9	132
Velocidade (mm/min)	45	3	125	10	132
Amplitude (mm)	2,4	4	125	11	132
Frequencia (Hz)	4	5	127		
Tecimento		6	126		
Heat input (J/mm)	6020	7	133		
Corpo de Prova nº 05		Passe	T média	Passe	T média
Tensão (V)	21	1	123	8	135
Corrente (A)	180	2	128	9	139
Velocidade (mm/min)	37	3	135	10	140
Amplitude (mm)	2,4	4	136	11	136
Frequencia (Hz)	4	5	132		
Tecimento		6	138		
Heat input (J/mm)	6130	7	135		
Corpo de Prova nº 06		Passe	T média	Passe	T média
Tensão (V)	21	1	130	8	131
Corrente (A)	210	2	134	9	135
Velocidade (mm/min)	43	3	132	10	136
Amplitude (mm)	0	4	132	11	120
Frequencia (Hz)	0	5	129		
Tecimento		6	126		
Heat input (J/mm)	6153	7	119		

Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados à temperatura de pré-aquecimento de 220 °C.

Temperatura de pré-aquecimento de 220°C					
Corpo de Prova nº 07		Passe	T média	Passe	T média
Tensão (V)	21	1	221	8	216
Corrente (A)	215	2	224	9	216
Velocidade (mm/min)	45	3	223	10	218
Amplitude (mm)	2,4	4	221	11	223
Frequencia (Hz)	4	5	217		
Tecimento	↗↘↗↘	6	218		
Heat input (J/mm)	6020	7	216		
Corpo de Prova nº 08		Passe	T média	Passe	T média
Tensão (V)	21	1	221	8	214
Corrente (A)	180	2	221	9	223
Velocidade (mm/min)	37	3	219	10	215
Amplitude (mm)	2,4	4	222	11	212
Frequencia (Hz)	4	5	212		
Tecimento	↔	6	212		
Heat input (J/mm)	6130	7	211		
Corpo de Prova nº 09		Passe	T média	Passe	T média
Tensão (V)	21	1	232	8	217
Corrente (A)	210	2	236	9	212
Velocidade (mm/min)	43	3	230	10	213
Amplitude (mm)	0	4	219	11	229
Frequencia (Hz)	0	5	233		
Tecimento	→	6	228		
Heat input (J/mm)	6153	7	215		

As Figuras de 4.19 a 4.21 mostram um dos corpos de prova após cada um dos onze passes de soldagem utilizados no processo.

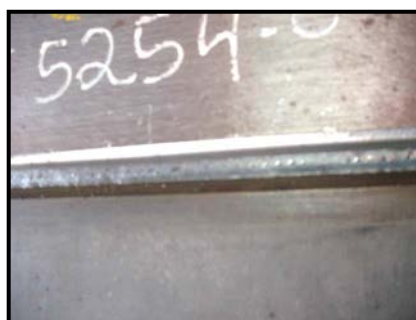


Figura 4.19 – Corpo de prova após a execução do primeiro passe de soldagem ou passe de raiz.

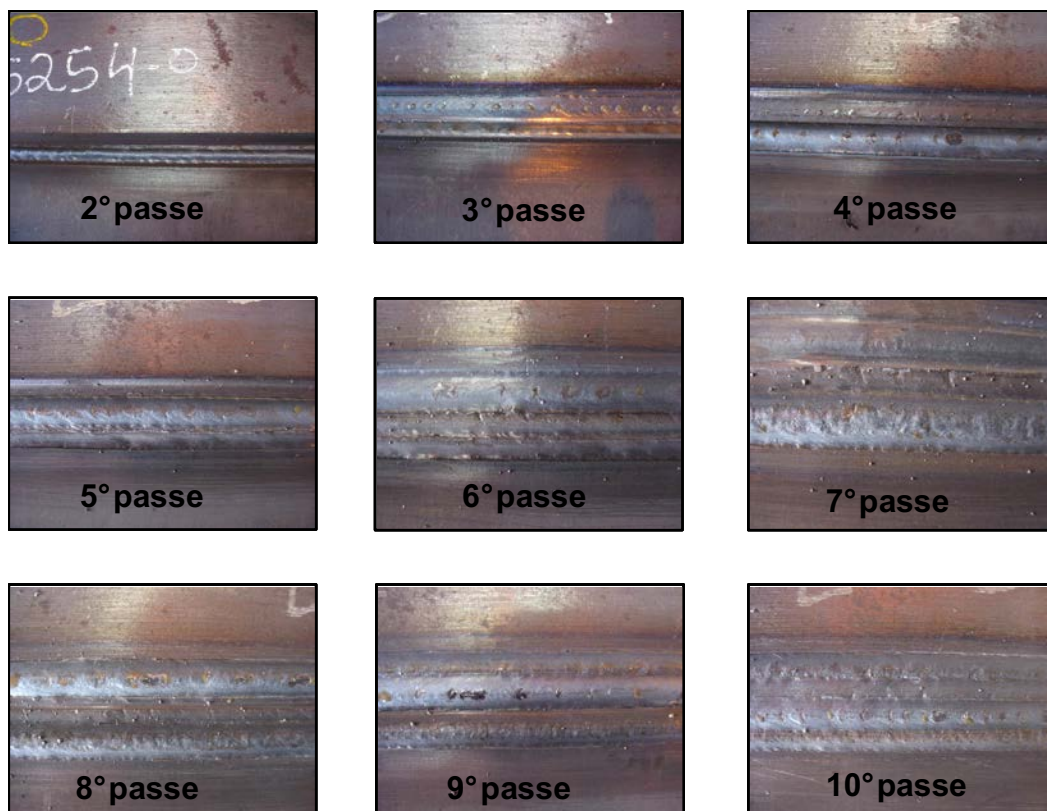


Figura 4.20 – Corpo de prova após a execução dos passes de soldagem de 2 a 10.



Figura 4.21 – Corpo de prova após a execução do 11º passe de soldagem ou enchimento de raiz.

Após a conclusão do processo de soldagem dos corpos de prova, foram retirados pelo processo de usinagem de cada corpo de prova soldados, 06 corpos de prova para ensaio de tração e 02 corpos de prova para ensaio de micrografia. Os corpos de prova para ensaio de tração e micrografia são mostrados respectivamente nas Figuras 4.22 e 4.23.



Figura 4.22 – Corpo de prova para ensaio de tração.



Figura 4.23 – Corpo de prova para ensaio de micrografia.

4.10 – Ensaios de Tração.

Para os ensaios de tração foi utilizada uma máquina de ensaio de tração universal KRATOS K-15000, conforme pode ser visto nas Figuras 4.24 e 4.25, essa máquina é equipada com uma célula de carga TM 15 TF (15000 Kgf) e velocidades de ensaio de 0,25 a 500 mm/min com acionamento em tração ou compressão.



Figura 4.24 – Máquina de ensaio de tração.

Neste trabalho analisou-se apenas os resultados do limite de resistência a tração obtidos no ensaio. Essa tensão é calculada dividindo-se a força máxima

suportada pela área inicial da seção transversal do corpo de prova. É importante observar que o limite de resistência a tração é baseado na área original da seção transversal e um material dúctil pode ter sua seção transversal relativamente reduzida quando a carga máxima for excedida. (Van Vlack, 1984).



Figura 4.25 – Ensaio de Tração.

4.11 – Ensaio de Impacto.

Para a realização dos ensaios de impacto foi utilizado um equipamento LBM 018 – Pêndulo de impacto 300 J (IGW RM – 204), a temperatura de ensaio foi de -30 °C e a preparação do corpo de prova foi conforme norma ASTM E23 (10 x 10) Charpy tipo A.

4.12 – Ensaio de dureza.

Para a realização do ensaio de dureza foi utilizado um equipamento alemão Heckert, sendo que a dureza foi medida em Vickers (Hv), usando um penetrador em formato de pirâmide de 136° e carga de 10Kgf. A localização das medições já foram mostradas na Figura 4.20.

4.13 – Tratamentos Estatísticos.

Para fazer a análise estatística dos ensaios de tração, impacto e dureza, realizados conforme já foi descrito anteriormente, foi utilizado o método da análise de variância ou comparação de várias médias.

A análise de variância foi desenvolvida pelo estatístico britânico Sir. R. A Fisher como instrumento para a análise de experimentos agrícolas. A Análise de variância ou ANOVA é um método suficientemente poderoso para identificar diferenças entre médias populacionais devido á várias causas atuando simultaneamente sobre os elementos da população (Neto, 1994).

A única limitação do método é que ele não identifica, no caso de haver diferença significativa entre os tratamentos, quais tratamentos são diferentes entre si, para corrigir esse fato aplicou-se o teste de Tukey (Neto, 1994) para identificar os tratamentos com diferenças significativas. Nesse trabalho utilizou-se as funcionalidades do software *Microsoft Excel* 2003 para realizar os testes de análise de variância.

5 – Resultados e discussão.

As Figuras de 5.1 a 5.18 mostram os resultados da fotomicrografia entre os metais base (SAE 8620) e adição sob as diferentes condições de pré-aquecimento e tecimento na soldagem dos corpos de prova. As fotos foram realizadas através de um microscópio ótico 800X LBM 014 Olympus CB.

Observa-se nas Figuras de 5.1 a 5.18 uma microestrutura composta por uma matriz com característica de bainita (região escura – seta preta) e ferrita (região clara – seta branca). Não foi evidenciada a presença de trincas, porosidades e falta de fusão. Também não foi evidenciada a presença da estrutura martensita.

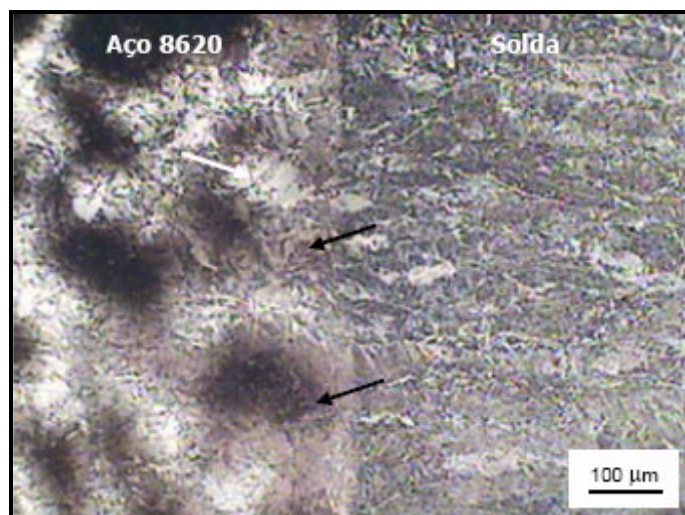


Figura 5.1 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento ZIGZAG.

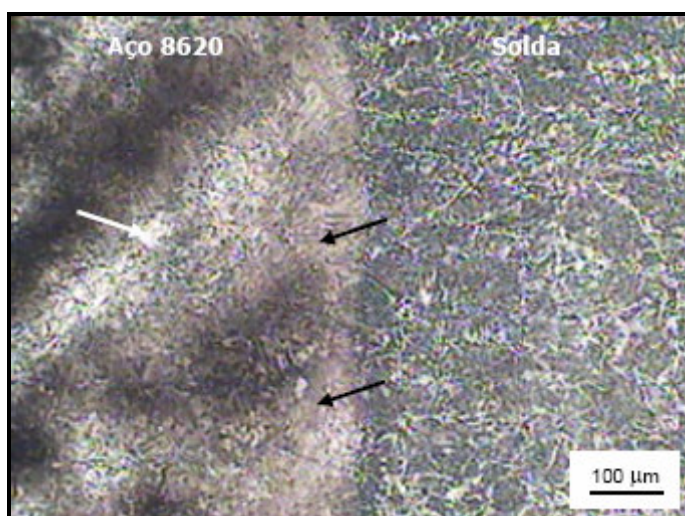


Figura 5.2 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento ZIGZAG.

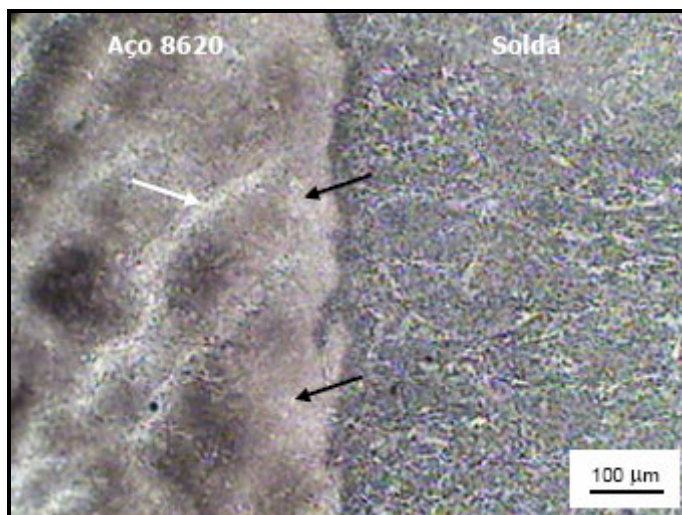


Figura 5.3 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento VAIVEM.

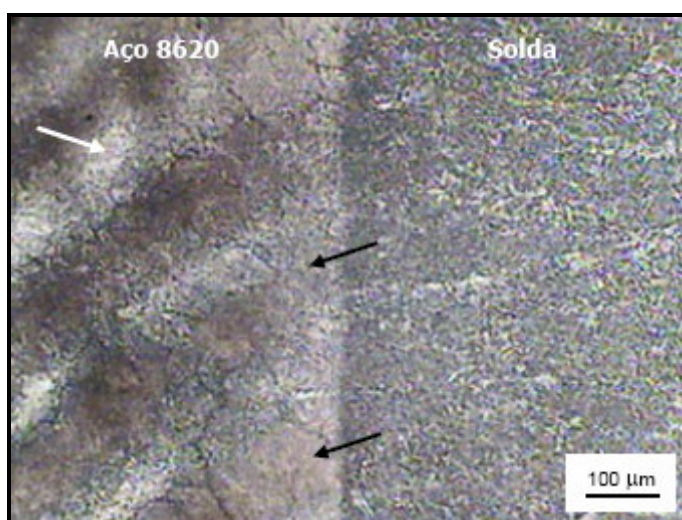


Figura 5.4 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento VAIVEM.

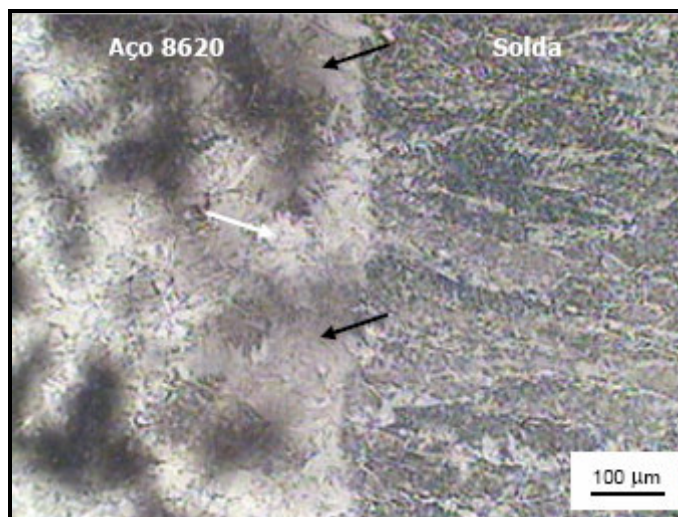


Figura 5.5 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e sem tecimento.

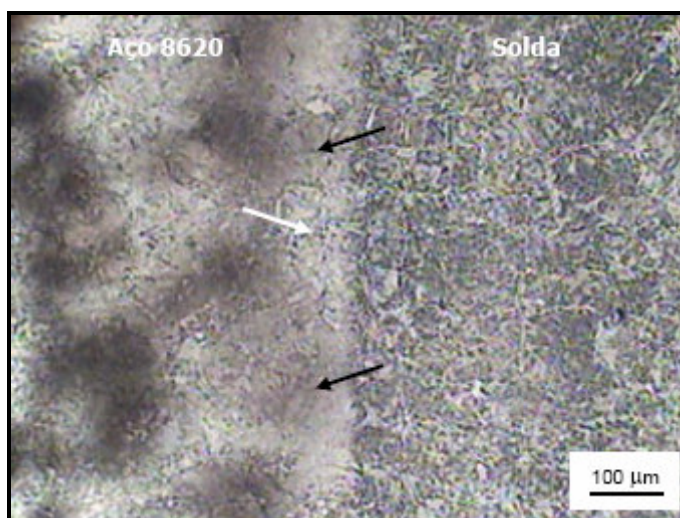


Figura 5.6 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e sem tecimento.

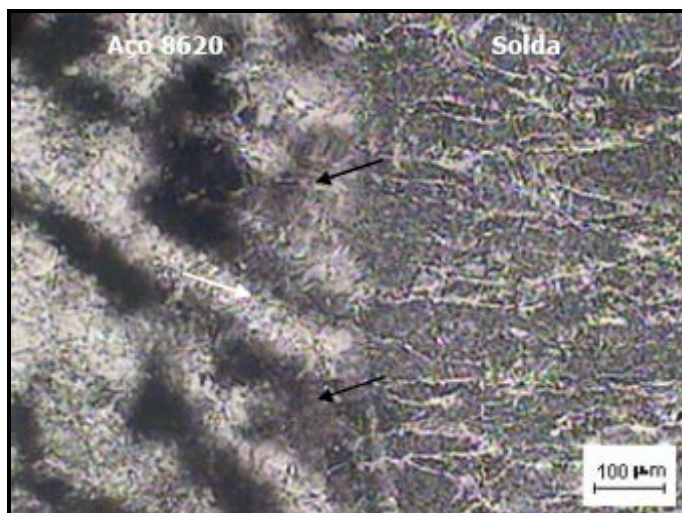


Figura 5.7 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento ZIGZAG.

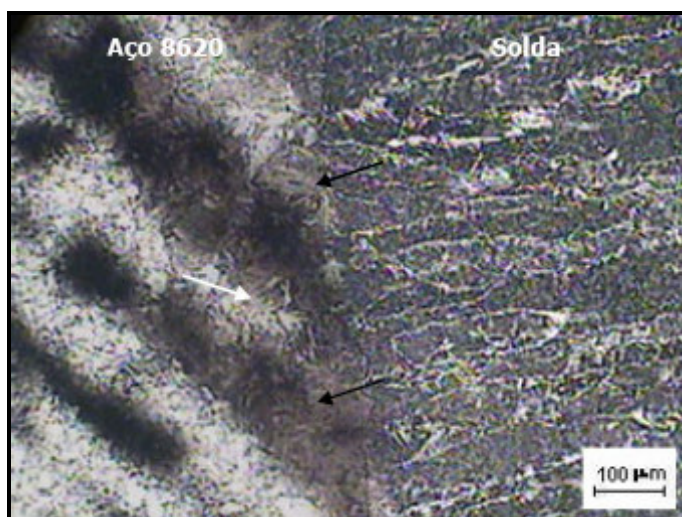


Figura 5.8 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento ZIGZAG.

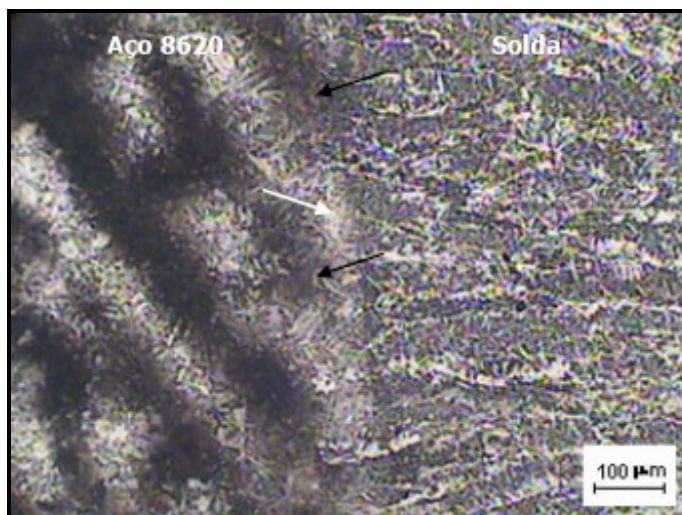


Figura 5.9 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento VAIVEM.

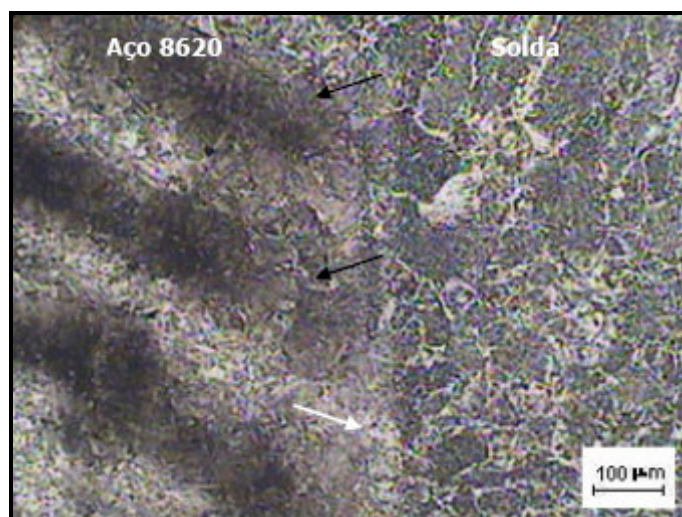


Figura 5.10 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento VAIVEM.

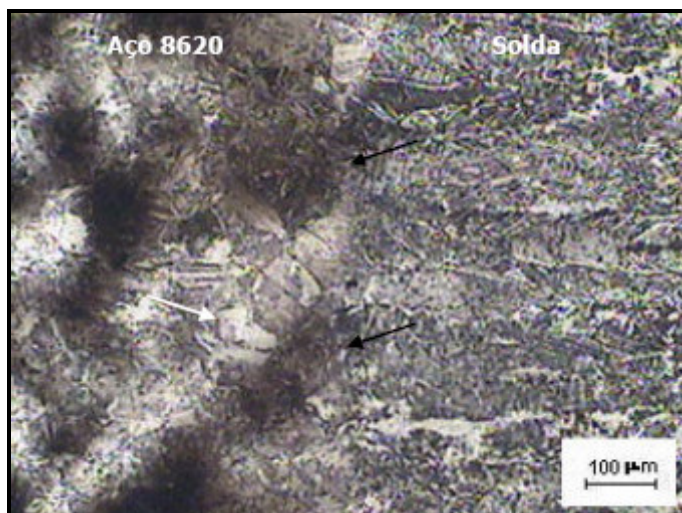


Figura 5.11 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e sem tecimento.

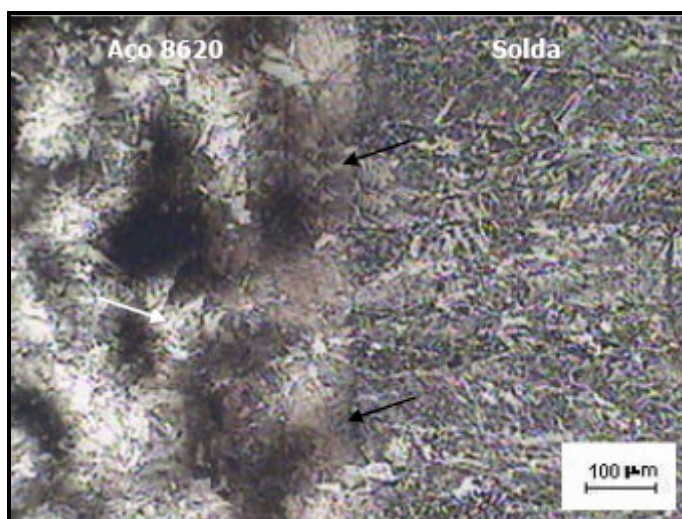


Figura 5.12 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e sem tecimento.

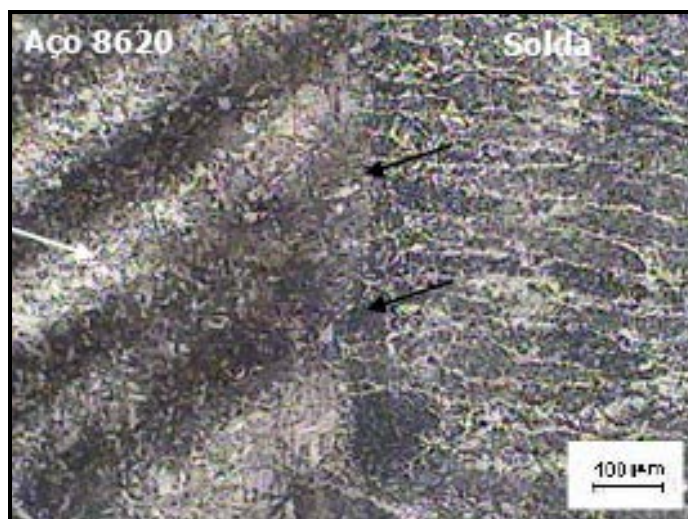


Figura 5.13 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento ZIGZAG.



Figura 5.14 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento ZIGZAG.

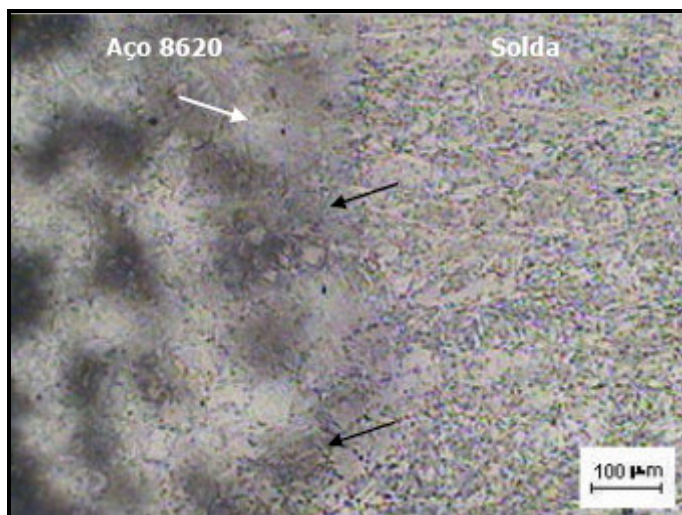


Figura 5.15 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento VAIVEM.

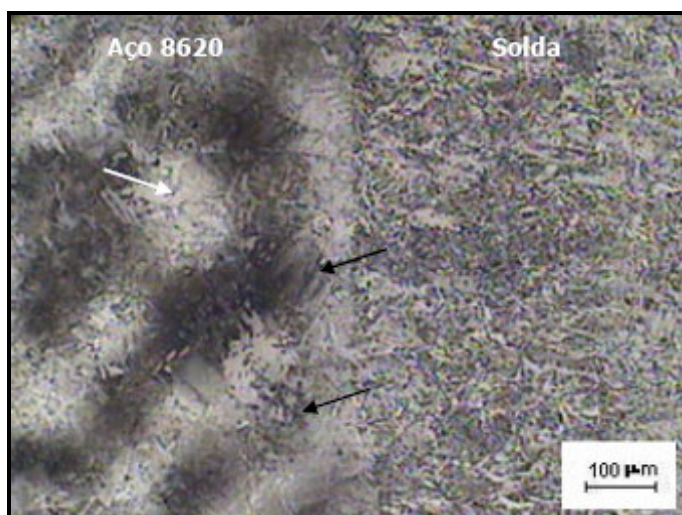


Figura 5.16 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento VAIVEM.

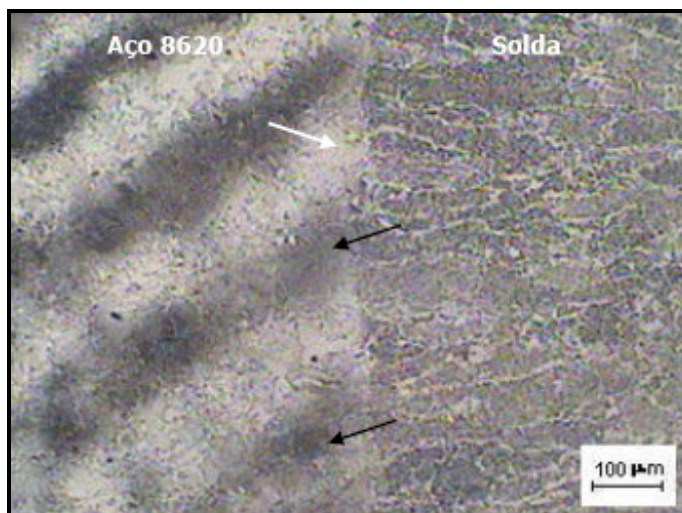


Figura 5.17 – Fotomicrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e sem tecimento.

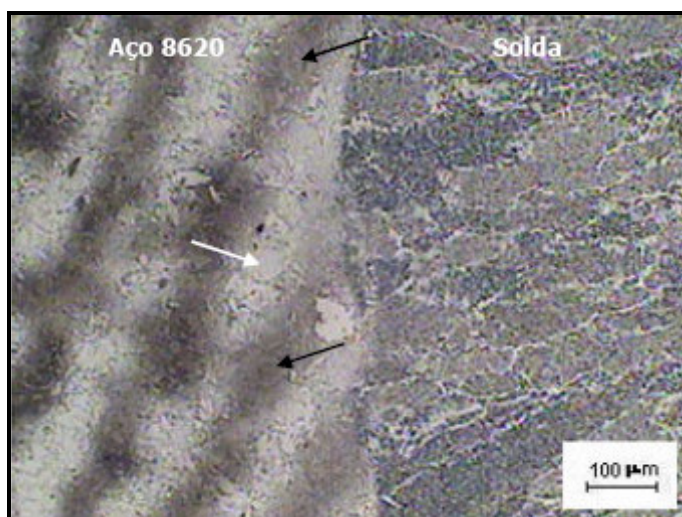


Figura 5.18 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e sem tecimento.

As Tabelas de 5.1 a 5.9 mostram os resultados dos ensaios de tração nos corpos de prova de 01 a 54.

Tabela 5.1 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 01 – Tecimento tipo ZIGZAG sem pré-aquecimento.

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 01 - ZIGZAG sem pré-aquecimento						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	21,5	9,7	208,55	45,34	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	21,4	9,8	209,72	46,16	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	21,9	10,0	219,00	44,55	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	22,0	10,0	220,00	44,89	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	21,0	10,0	210,00	45,67	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	21,7	9,9	214,83	45,97	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Tabela 5.2 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 02 – Tecimento tipo VAIVEM sem pré-aquecimento.

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 02 - VAIVEM sem pré-aquecimento						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	22,0	9,7	213,40	46,56	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	21,6	9,7	209,52	46,99	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	21,7	10,0	217,00	46,76	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	21,9	9,9	216,81	46,87	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	21,6	9,9	213,84	45,48	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	21,7	9,9	214,83	45,97	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Tabela 5.3 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 03 – Sem Tecimento e sem pré-aquecimento.

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 03 - CONTÍNUO sem pré-aquecimento						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	21,9	9,9	216,81	46,31	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	21,9	9,9	216,81	51,58	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	22,1	9,7	214,37	51,6	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	21,5	9,7	208,55	49,44	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	22,0	9,7	213,40	49,37	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	21,6	9,9	213,84	47,87	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Tabela 5.4 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem
04 – Tecimento tipo ZIGZAG e pré-aquecido a 120 °C.

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 04 - ZIGZAG com pré-aquecimento a 120°C						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	21,8	10,1	219,09	46,24	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	21,7	10,0	217,00	46,07	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	21,9	10,0	217,91	46,01	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	21,7	10,0	215,92	45,88	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	21,9	10,1	221,19	45,87	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	22,0	10,0	220,00	45,57	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Tabela 5.5 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem
05 – Tecimento tipo VAIVEM e pré-aquecido a 120 °C.

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 05 - VAIVEM com pré-aquecimento a 120°C						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	21,9	9,6	210,24	45,62	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	21,6	9,8	211,68	44,88	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	21,7	9,9	214,83	44,85	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	21,9	9,7	212,43	45,22	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	21,9	10,0	219,00	45,37	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	21,9	9,9	216,81	45,41	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Tabela 5.6 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem
06 – Sem Tecimento e pré-aquecido a 120 °C.

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 06 - CONTÍNUO com pré-aquecimento a 120°C						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	22,0	9,7	213,40	50,71	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	21,9	10,1	221,19	49,67	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	21,9	10,1	221,19	50,08	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	21,9	10,0	219,00	49,89	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	21,8	9,9	215,82	49,79	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	21,9	9,8	214,62	49,37	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Tabela 5.7 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 07 – Tecimento tipo ZIGZAG e pré-aquecido a 220 °C .

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 07 - ZIGZAG com pré-aquecimento a 220°C						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	22,0	9,8	215,60	52,91	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	21,9	10,0	219,00	48,39	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	21,9	10,0	219,00	52,02	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	22,0	9,9	217,80	48,79	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	21,9	9,9	216,81	52,75	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	21,9	9,9	216,81	49,57	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Tabela 5.8 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 08 – Tecimento tipo VAIVEM e pré-aquecido a 220 °C .

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 08 - ZIGZAG com pré-aquecimento a 220°C						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	21,7	9,9	214,83	52,68	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	22,0	10,1	222,20	46,95	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	21,6	9,9	213,84	52,78	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	21,9	9,7	212,43	53,56	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	21,8	10,0	218,00	53,15	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	22,0	9,9	217,80	53,13	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Tabela 5.9 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 09 – Sem Tecimento e pré-aquecido a 220 °C .

Ensaio de Tração - Corpo de prova de Soldagem 09 - ZIGZAG com pré-aquecimento a 220°C						
Corpo de Prova	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	21,8	9,8	213,64	47,00	Metal de base (LN 28)	Dúctil
2	21,8	9,8	213,64	46,51	Metal de base (LN 28)	Dúctil
3	21,9	9,8	214,62	46,37	Metal de base (LN 28)	Dúctil
4	21,8	10,1	220,18	45,95	Metal de base (LN 28)	Dúctil
5	21,9	10,0	219,00	45,85	Metal de base (LN 28)	Dúctil
6	21,7	10,0	217,00	46,34	Metal de base (LN 28)	Dúctil

Para a análise dos resultados dos ensaios de tração no que diz respeito aos valores do limite de resistência tração encontrados, foram utilizados métodos estatísticos. A primeira análise feita, foi uma análise global comparando-se as médias obtidas quanto ao limite de resistência a tração para os diferentes processos de tecimento e temperaturas de pré-aquecimento. Elaborou-se a Tabela 5.10 para facilitar a análise de variância utilizando-se o software Microsoft Excel.

O processo I na Tabela refere-se a soldagem com tecimento tipo ZIGZAG, o processo II ao tecimento tipo VAIVEM e o processo III ao processo contínuo (sem tecimento). A análise foi feita ao nível de 5% de significância e as Hipóteses adotadas foram:

Processos:

H0 – Não existe diferença significativa entre os processos.

H1 – Existe diferença significativa entre os processos.

Temperatura de pré-aquecimento:

H0 – Não existe diferença significativa entre as temperaturas.

H1 – Existe diferença significativa entre as temperaturas.

Interação entre os processos:

H0 – Não existe diferença significativa entre as interações.

H1 – Existe diferença significativa entre as interações.

Tabela 5.10 – Tabela para análise de variância global.

Processo / Temperatura	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	45,34	46,24	52,91
I	46,16	46,07	48,39
I	44,55	46,01	52,02
I	44,89	45,88	48,79
I	45,67	45,87	52,75
I	45,97	45,57	49,57
II	46,56	45,62	52,68
II	46,99	44,88	46,95
II	46,76	44,85	52,78
II	46,87	45,22	53,56
II	45,48	45,37	53,15
II	45,97	45,41	53,13
III	46,31	50,71	47,00
III	51,58	49,67	46,51
III	51,60	50,08	46,37
III	49,44	49,89	45,95
III	49,37	49,79	45,85
III	47,87	49,37	46,34

A saída de dados fornecida pelo software é mostrada na Tabela 5.11. Nessa Tabela podemos verificar que o valor de F para as interações é maior que F crítico, logo podemos admitir que existe diferença significativa entre as interações (Neto,

1994). Como as interações são significativas não podemos utilizar essa saída de dados para checar diferenças significativas entre processos ou entre temperaturas de pré-aquecimento.

Quanto as interações, aplicamos o teste de Tukey para verificar entre quais delas existe diferença significativa e nesse caso verificamos que as interações que apresentassem diferença entre si de $D=2,52$ poderiam ser consideradas significativas. Do total de 36 interações possíveis, 15 foram consideradas não significativas e 21 significativas. A maior diferença encontrada ou a mais significativa foi na interação ao soldar utilizando o processo VAIVEM com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e 220°C. A menor diferença encontrada ou menos significativa foi na interação ao soldar com o processo VAIVEM na temperatura ambiente e soldar com o processo CONTÍNUO na temperatura de 220°C.

Tabela 5.11 – Saída de dados da Análise de Variância Global.

Anova: fator duplo com repetição - Análise Global						
RESUMO	T amb	T 120°C	T 220°C	Total		
<i>I</i>						
Contagem	6,00	6,00	6,00	18,00		
Soma	272,58	275,64	304,43	852,65		
Média	45,43	45,94	50,74	47,37		
Variância	0,39	0,05	4,22	7,42		
<i>II</i>						
Contagem	6,00	6,00	6,00	18,00		
Soma	278,63	271,35	312,25	862,23		
Média	46,44	45,23	52,04	47,90		
Variância	0,35	0,09	6,32	11,32		
<i>III</i>						
Contagem	6,00	6,00	6,00	18,00		
Soma	296,17	299,51	278,02	873,70		
Média	49,36	49,92	46,34	48,54		
Variância	4,30	0,21	0,17	4,00		
<i>Total</i>						
Contagem	18,00	18,00	18,00			
Soma	847,38	846,50	894,70			
Média	47,08	47,03	49,71			
Variância	4,42	4,62	9,46			
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Processo	12,34	2,00	6,17	3,45	0,040344129	3,20
Temperatura	84,50	2,00	42,25	23,63	9,66368E-08	3,20
Interações	221,67	4,00	55,42	30,99	2,0679E-12	2,58
Dentro	80,47	45,00	1,79			
Total	398,99	53,00				

Como foi comprovado a existência de interação, não se pode testar globalmente a influência das classificações segundo os processos e segundo as temperaturas de pré-aquecimento, mas podemos testar os processos dentro de uma temperatura de pré-aquecimento ou as temperaturas dentro de um processo (Neto, 1994). As Tabelas de 5.12 a 5.27 mostram respectivamente as Tabelas construídas para facilitar a análise dos dados e as saídas de dados fornecidas pelo Microsoft Excel, em todas as análises foi utilizado o nível de significância de 5%.

Tabela 5.12 – Tabela para análise de variância processo ZIGZAG x Temperaturas, dados de limite de resistência a tração em Kgf/mm².

Processo / Temperatura	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
ZIGZAG	45,34	46,24	52,91
	46,16	46,07	48,39
	44,55	46,01	52,02
	44,89	45,88	48,79
	45,67	45,87	52,75
	45,97	45,57	49,57

Tabela 5.13 – Saída de dados da Análise de Variância Processo ZIGZAG x Temperaturas.

Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
T amb	6	272,58	45,43	0,39		
T 120°C	6	275,64	45,94	0,05		
T 220°C	6	304,43	50,74	4,22		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	102,93	2	51,46	33,14	3,13E-06	3,68
Dentro dos grupos	23,29	15	1,55			
Total	126,22	17				

Da Tabela 5.13, pode-se concluir, levando-se em conta que $F > F_{crítico}$, que existe diferença significativa entre as médias de limite de resistência a tração obtidas sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento quando soldamos os corpos de prova através do processo ZIGZAG. O melhor resultado foi obtido para a temperatura de pré-aquecimento de 220°.

Tabela 5.14 – Tabela para análise de variância processo VAIVEM x Temperatura, dados de limite de resistência a tração em Kgf/mm².

Processo / Temperatura	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
VAIVEM	46,56	45,62	52,68
	46,99	44,88	46,95
	46,76	44,85	52,78
	46,87	45,22	53,56
	45,48	45,37	53,15
	45,97	45,41	53,13

Tabela 5.15 – Saída de dados da Análise de Variância Processo VAIVEM x Temperaturas.

Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
T amb	6	278,63	46,44	0,35		
T 120°C	6	271,35	45,23	0,09		
T 220°C	6	312,25	52,04	6,32		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	158,67	2	79,34	35,19	2,1636E-06	3,68
Dentro dos grupos	33,81	15	2,25			
Total	192,49	17				

Da Tabela 5.15, pode-se concluir que existe diferença significativa entre as médias de limite de resistência a tração encontradas soldando-se sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento e utilizando-se o processo VAIVEM. O melhor resultado foi obtido na temperatura de 220°C. Essa conclusão é embasada no fato de F ser maior que $F_{crítico}$.

Tabela 5.16 – Tabela para análise de variância processo CONTÍNUO x Temperaturas, limite de resistência a tração em Kgf/mm².

Processo / Temperatura	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
CONTÍNUO	46,31	50,71	47,00
	51,58	49,67	46,51
	51,60	50,08	46,37
	49,44	49,89	45,95
	49,37	49,79	45,85
	47,87	49,37	46,34

Tabela 5.17 – Saída de dados da Análise de Variância Processo CONTÍNUO x Temperaturas.

Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
T amb	6	296,17	49,36	4,30		
T 120°C	6	299,51	49,92	0,21		
T 220°C	6	278,02	46,34	0,17		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	44,58	2	22,29	14,31	0,000334	3,68
Dentro dos grupos	23,37	15	1,56			
Total	67,94	17				

Da Tabela 5.17, conclui-se que existe diferença significativa entre os processos quando soldamos no processo CONTÍNUO sob várias temperaturas de pré-aquecimento. Os melhores resultados foram obtidos na soldagem a temperatura ambiente e na soldagem a temperatura de 120°C.

Tabela 5.18 – Tabela para análise de variância Temperatura Ambiente x Processos, dados de limite de resistência a tração em Kgf/mm².

Temperatura / Processo	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)		
	I	II	III
T Amb	45,34	46,56	46,31
	46,16	46,99	51,58
	44,55	46,76	51,60
	44,89	46,87	49,44
	45,67	45,48	49,37
	45,97	45,97	47,87

Tabela 5.19 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Ambiente x Processos.

Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variancia		
I	6	272,58	45,43	0,39		
II	6	278,63	46,44	0,35		
III	6	296,17	49,36	4,30		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	50,04	2	25,02	14,91	0,00027	3,68
Dentro dos grupos	25,18	15	1,68			
Total	75,22	17				

Da Tabela 5.19, conclui-se que quando soldamos a temperatura ambiente, existe diferença significativa entre os processos, sendo que o melhor resultado é obtido soldando-se no processo contínuo. Essa diferença é considerada significativa pois $F > F_{crítico}$.

Tabela 5.20 – Tabela para análise de variância Temperatura de Pré-aquecimento de 120°C x Processos, dados de limite de resistência a tração em Kgf/mm².

Temperatura / Processo	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)		
	I	II	III
T 120°C	46,24	45,62	50,71
	46,07	44,88	49,67
	46,01	44,85	50,08
	45,88	45,22	49,89
	45,87	45,37	49,79
	45,57	45,41	49,37

Tabela 5.21 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Pré-
aquecimento 120°C x Processos.

Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
I	6	275,64	45,94	0,05		
II	6	271,35	45,23	0,09		
III	6	299,51	49,92	0,21		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	76,73	2	38,37	326,86	4,2788E-13	3,68
Dentro dos grupos	1,76	15	0,12			
Total	78,49	17				

Da Tabela 5.21, concluí-se que soldando-se com temperatura de pré-aquecimento de 120°C, existem diferenças significativas entre os processos, sendo que o melhor resultado é obtido para o processo CONTÍNUO. Considera-se a diferença significativa pois $F > F_{crítico}$.

Tabela 5.22 – Tabela para análise de variância Temperatura de Pré-aquecimento de 220°C x Processos, dados de limite de resistência a tração em Kgf/mm².

Temperatura / Processo	Limite de resistência a tração (Kgf/mm ²)		
	I	II	III
T 220°C	52,91	52,68	47,00
	48,39	46,95	46,51
	52,02	52,78	46,37
	48,79	53,56	45,95
	52,75	53,15	45,85
	49,57	53,13	46,34

Tabela 5.23 – Saída de dados da Análise de Variância Temperaturas Pré-aquecimento 220°C x Processos.

Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variança		
I	6	304,43	50,74	4,22		
II	6	312,25	52,04	6,32		
III	6	278,02	46,34	0,17		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	107,24	2	53,62	15,02	0,00026	3,68
Dentro dos grupos	53,53	15	3,57			
Total	160,78	17				

Da Tabela 5.23, conclui-se que existem diferenças significativas entre os processos ao soldar com temperatura de pré-aquecimento de 220°C. O melhor resultado foi obtido na soldagem com o processo VAIVEM. As diferenças são significativas já que $F > F_{crítico}$.

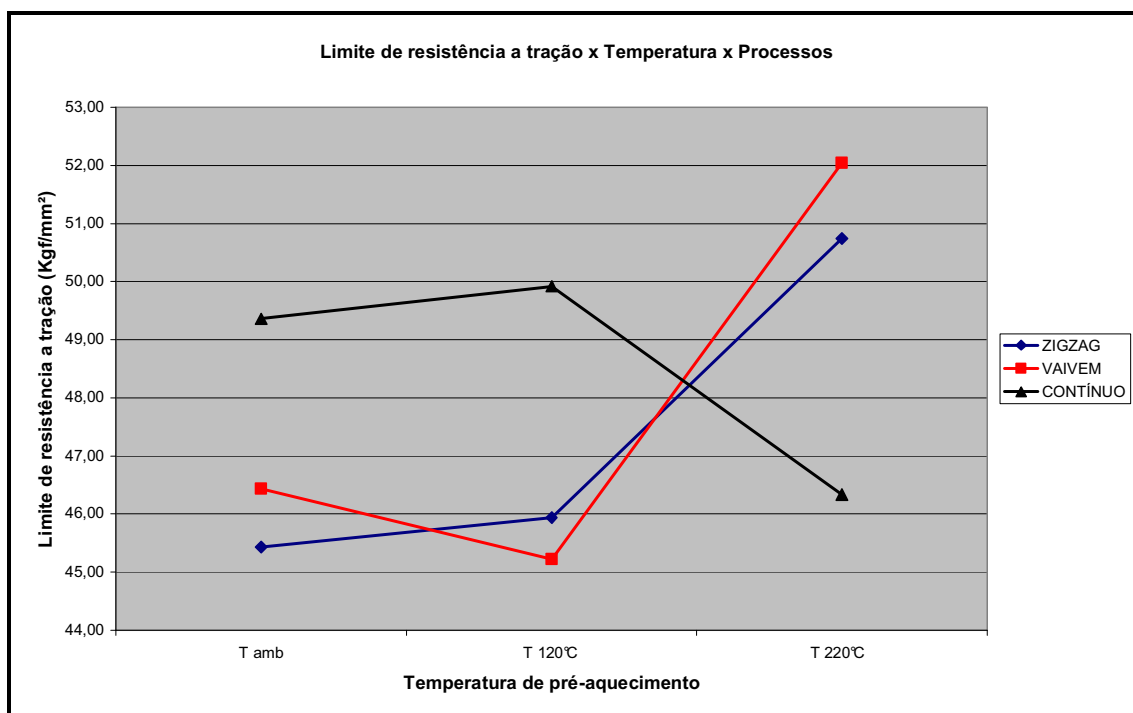


Figura 5.19 – Limite de resistência a tração x Temperatura x Processos.

Apesar dos tratamentos estatísticos e a Figura 5.19 mostrarem que existem diferenças significativas entre as médias de limite de resistência a tração obtidas nos resultados dos ensaios deve-se levar em conta que os limites de resistência a tração dos aços LN28 e 8620, são respectivamente: 41 a 56 Kgf/mm² (48,5 Kgf/mm² em média) e 54 a 63,5 Kgf/mm² (58,75 Kgf/mm² em média) e que todos os corpos de prova romperam na região do material de base composta pelo LN28, o aspecto da fratura foi dúctil e que nenhum valor de limite de resistência a tração ficou fora da faixa esperada de tensão para o LN 28, pode-se então dizer que os valores esperados para a resistência a tração da junta são satisfatórios em todas as interações realizadas no ensaio.

Os resultados do ensaio de tração mostram que não houveram prejuízos na resistência a tração esperada da junta, mesmo quando não utilizamos de pré-aquecimento, situação evidenciada pelo fato da ruptura em 100% dos corpos de prova ter ocorrido na região composta pelo LN28, logo a resistência a tração da junta está limitada a resistência mecânica do aço ABNT LN 28.

A Tabela 5.24 mostra os resultados obtidos nos 18 ensaios de tenacidade feitos nos corpos de prova soldados sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento e tecimento, como já foi mencionado o processo “I” refere-se a condição ZIGZAG, o processo “II” refere-se a condição VAIVEM e o processo “III” a condição CONTÍNUO. A referida tabela também representa o arranjo de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de tenacidade sob as diferentes condições de temperatura e processos.

Tabela 5.24 – Dados para análise de variância Global dos resultados do ensaio de tenacidade.

Processo / Temperatura	Tenacidade (J)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	35	96	88
I	35	65	75
II	63	53	80
II	71	65	59
III	45	82	84
III	35	51	80

A saída de dados fornecida pelo software é mostrada na Tabela 5.25.

Tabela 5.25 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de tenacidade.

Anova: fator duplo com repetição - Análise Global						
RESUMO	T amb	T 120°C	T 220°C	Total		
<i>I</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	70,00	161,00	163,00	394,00		
Média	35,00	80,50	81,50	65,67		
Variância	0,00	480,50	84,50	677,47		
<i>II</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	134,00	118,00	139,00	391,00		
Média	67,00	59,00	69,50	65,17		
Variância	32,00	72,00	220,50	88,97		
<i>III</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	80,00	133,00	164,00	377,00		
Média	40,00	66,50	82,00	62,83		
Variância	50,00	480,50	8,00	468,57		
<i>Total</i>						
Contagem	6,00	6,00	6,00			
Soma	284,00	412,00	466,00			
Média	47,33	68,67	77,67			
Variância	253,47	301,87	102,67			
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Processo	27,44	2,00	13,72	0,09	0,92	4,26
Temperatura	2912,44	2,00	1456,22	9,18	0,01	4,26
Interações	1834,56	4,00	458,64	2,89	0,09	3,63
Dentro	1428,00	9,00	158,67			
Total	6202,44	17,00				

Como não foi comprovada a existência de interações, pois o valor $F(2,89)$ para as interações é menor do que F crítico (3,63) pode-se testar globalmente a influência das classificações segundo os processos e segundo as temperaturas de pré-aquecimento. (Neto, 1994). Nesse caso constatou-se que a temperatura é uma fonte de variação significativa pois $F(9,18)$ é maior do que F crítico (4,26) levando-se em conta a classificação em função da temperatura. Para os processos, ao contrário da temperatura, pode-se afirmar que não foram encontradas diferenças

significativas pois $F (0,09)$ é menor do que F crítico (4,26). Considerando-se então apenas as médias dos resultados do ensaio de impacto em função da variação das temperaturas de pré-aquecimento, mostramos que os melhores resultados foram obtidos a medida que aumentou-se a temperatura de pré-aquecimento, como podemos verificar na Tabela 5.26.

Tabela 5.26 – Tenacidade média em função da temperatura de pré-aquecimento.

Tenacidade média (J)		
T amb	T 120°C	T 220°C
47,33	68,67	77,67

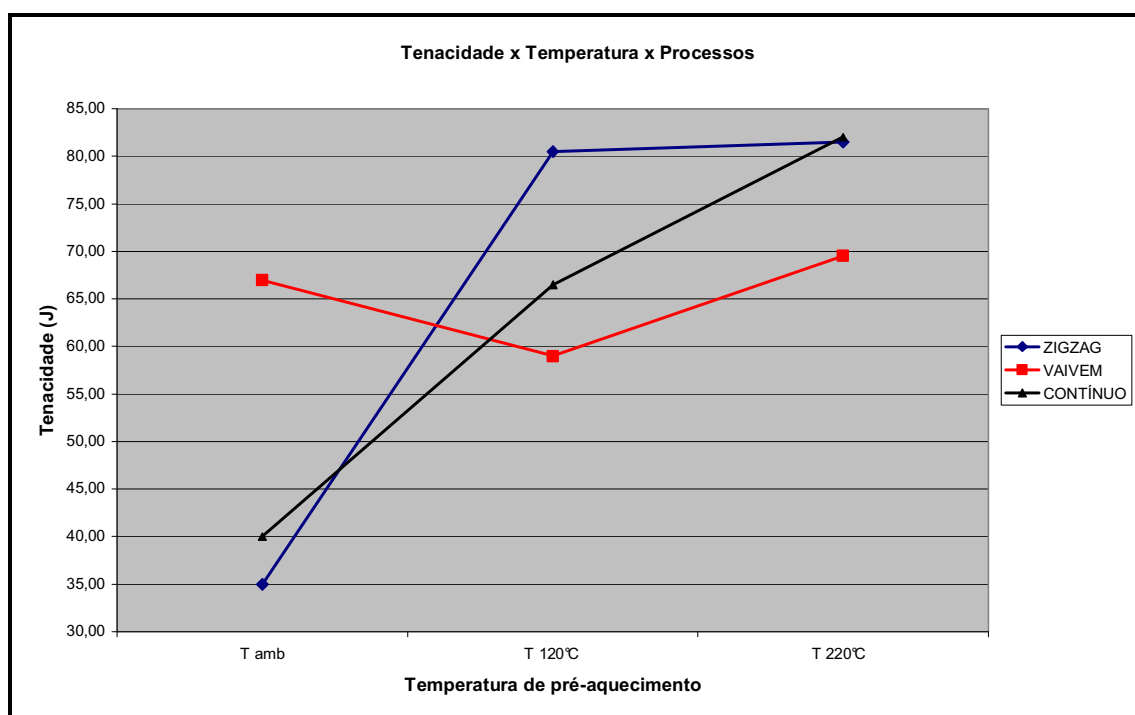


Figura 5.20 – Tenacidade x Temperatura x Processos.

Pode-se visualizar através da Figura 5.20, e também considerando-se os resultados estatísticos já apresentados, que a temperatura de pré-aquecimento influencia positivamente os resultados de tenacidade, no processo ZIGZAG soldado a temperatura de pré-aquecimento de 120°C e 220°C, possivelmente em função do maior aquecimento na ZTA devido a maior proximidade do arco utilizado, obteve-se os melhores resultados, porém é importante dizer que estatisticamente não se pode afirmar que existem diferenças quando compara-se os processos. Essa situação fica

evidente quando leva-se em conta também o valor de tenacidade obtido com o processo contínuo utilizando-se pré-aquecimento de 220°C.

Apesar desses tratamentos estatísticos mostrarem que existem diferenças significativas entre as tenacidades obtidas nos resultados de CHARPY deve-se levar em conta que a tenacidade do aço 6655 LN28 e 8620, são respectivamente: 37 Joule e 26 Joule a -30°C e que todos os corpos de prova romperam com aspecto da fratura dúctil, pode-se então dizer que os valores esperados para a resistência da junta são satisfatórios em todas as interações realizadas no ensaio.

A Tabela 5.27 mostra as médias obtidas nos ensaios de dureza na ZTA do aço ABNT 8620 feitos nos corpos de prova soldados sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento e tecimento, como já foi mencionado o processo “I” refere-se a condição ZIGZAG, o processo “II” refere-se a condição VAIVEM e o processo “III” a condição CONTÍNUO. Cada média foi obtida de 6 ensaios de dureza feito em cada condição de soldagem e conforme já mostrado na Figura 4.22. A referida tabela também representa o arranjo de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de dureza na ZTA sob as diferentes condições de temperatura e processos.

Tabela 5.27 – Dados para análise de variância global das médias dos ensaios de dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Processo / Temperatura	Dureza (Hv)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	267,17	367,00	256,50
I	261,67	333,17	288,33
II	279,33	258,67	267,17
II	284,17	300,83	246,50
III	218,17	199,67	246,00
III	253,00	215,17	241,33

Tabela 5.28 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Anova: fator duplo com repetição						
RESUMO	T amb	T 120°C	T 220°C	Total		
<i>I</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	528,83	700,17	544,83	1773,83		
Média	264,42	350,08	272,42	295,64		
Variância	15,13	572,35	506,68	2010,15		
<i>II</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	563,50	559,50	513,67	1636,67		
Média	281,75	279,75	256,83	272,78		
Variância	11,68	889,01	213,56	376,19		
<i>III</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	471,17	414,83	487,33	1373,33		
Média	235,58	207,42	243,67	228,89		
Variância	606,68	120,13	10,89	437,24		
<i>Total</i>						
Contagem	6,00	6,00	6,00			
Soma	1563,50	1674,50	1545,83			
Média	260,58	279,08	257,64			
Variância	561,79	4387,32	311,93			
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Processo	13808,85	2,00	6904,43	21,09	0,00	4,26
Temperatura	1621,57	2,00	810,78	2,48	0,14	4,26
Interações	9550,21	4,00	2387,55	7,29	0,01	3,63
Dentro	2946,10	9,00	327,34			
Total	27926,73	17,00				

A saída de dados fornecida pelo software no que diz respeito a análise de variância dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço ABNT 8620 é mostrada na Tabela 5.28. Nessa Tabela podemos verificar que o valor de F para as interações (7,29) é maior que $F_{crítico}$ (3,63), logo podemos admitir que existe diferença significativa entre as interações (Neto, 1994). Como as interações são significativas não podemos utilizar essa saída de dados para checar diferenças significativas entre processos ou entre temperaturas de pré-aquecimento.

Quanto as interações, aplicamos o teste de Tukey para verificar entre quais delas existe diferença significativa e nesse caso verificamos que as interações que apresentassem diferença entre si de $D=71,64$ poderiam ser consideradas significativas. Do total de 36 interações possíveis, 29 foram consideradas não significativas e 07 significativas. A maior diferença encontrada ou a mais significativa foi na interação ao soldar utilizando a temperatura de pré-aquecimento de 120°C com os processos ZIGZAG e CONTÍNUO. A menor diferença encontrada ou menos significativa foi na interação ao soldar com o processo VAIVEM nas temperaturas ambiente e com pré-aquecimento a 120°C .

Como foi comprovado a existência de interação, não se pode testar globalmente a influência das classificações segundo os processos e segundo as temperaturas de pré-aquecimento, mas podemos testar os processos dentro de uma temperatura de pré-aquecimento ou as temperaturas dentro de um processo.

As Tabelas de 5.29 a 5.40 mostram respectivamente as Tabelas construídas para facilitar a análise dos dados e as saídas de dados fornecidas pelo Microsoft Excel, em todas as análises foi utilizado o nível de significância de 5%.

Tabela 5.29 – Tabela para análise de variância do processo ZIGZAG x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Processo / Temperatura	Dureza (Hv)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
ZIGZAG	267,17	367,00	256,50
	261,67	333,17	288,33

Tabela 5.30 – Saída de dados da Análise de Variância do processo ZIGZAG x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
T amb	2,00	528,83	264,42	15,13		
T 120°C	2,00	700,17	350,08	572,35		
T 220°C	2,00	544,83	272,42	506,68		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	8956,59	2,00	4478,30	12,28	0,04	9,55
Dentro dos grupos	1094,15	3,00	364,72			
Total	10050,75	5,00				

Da Tabela 5.30, pode-se concluir, levando-se em conta que $F > F_{crítico}$, que existe diferença significativa entre as médias de dureza obtidas sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento quando soldamos os corpos de prova através do processo ZIGZAG. O melhor resultado foi o obtido na soldagem a temperatura ambiente.

Tabela 5.31 – Tabela para análise de variância do processo VAIVEM x Temperatura, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Processo / Temperatura	Dureza (Hv)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
VAIVEM	279,33	258,67	267,17
	284,17	300,83	246,50

Tabela 5.32 – Saída de dados da Análise de variância do processo VAIVEM x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
T amb	2,00	563,50	281,75	11,68		
T 120°C	2,00	559,50	279,75	889,01		
T 220°C	2,00	513,67	256,83	213,56		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	766,68	2,00	383,34	1,03	0,46	9,55
Dentro dos grupos	1114,25	3,00	371,42			
Total	1880,93	5,00				

Da Tabela 5.32, pode-se concluir que não existe diferença significativa entre as médias de dureza na ZTA do aço ABNT 8620 encontradas soldando-se sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento e utilizando-se o processo VAIVEM já que $F < F$ crítico.

Tabela 5.33 – Tabela para análise de variância do processo CONTÍNUO x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Processo / Temperatura	Dureza (Hv)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
CONTÍNUO	218,17	199,67	246,00
	253,00	215,17	241,33

Tabela 5.34 – Saída de dados da Análise de variância do processo CONTÍNUO x Temperaturas, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
T amb	2,00	471,17	235,58	606,68		
T 120°C	2,00	414,83	207,42	120,13		
T 220°C	2,00	487,33	243,67	10,89		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	1448,51	2,00	724,25	2,95	0,20	9,55
Dentro dos grupos	737,69	3,00	245,90			
Total	2186,20	5,00				

Da Tabela 5.34, conclui-se que não existe diferença significativa entre os processos quando soldamos no processo CONTÍNUO sob várias temperaturas de pré-aquecimento, já que $F < F$ crítico.

Tabela 5.35 – Tabela para análise de variância Temperatura Ambiente x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Temperatura / Processo	Dureza (Hv)		
	I	II	III
Tamb	267,17	279,33	218,17
	261,67	284,17	253,00

Tabela 5.36 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Ambiente x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
I	2,00	528,83	264,42	15,13		
II	2,00	563,50	281,75	11,68		
III	2,00	471,17	235,58	606,68		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	2175,44	2,00	1087,72	5,15	0,11	9,55
Dentro dos grupos	633,49	3,00	211,16			
Total	2808,93	5,00				

Da Tabela 5.36, conclui-se que quando soldamos a temperatura ambiente, não existe diferença significativa entre os processos já que $F < F_{crítico}$.

Tabela 5.37 – Tabela para análise de variância Temperatura de Pré-aquecimento de 120°C x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Temperatura / Processo	Dureza (Hv)		
	I	II	III
T120	367,00	258,67	199,67
	333,17	300,83	215,17

Tabela 5.38 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Pré-aquecimento de 120°C x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
I	2,00	700,17	350,08	572,35		
II	2,00	559,50	279,75	889,01		
III	2,00	414,83	207,42	120,13		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	20355,11	2,00	10177,56	19,31	0,02	9,55
Dentro dos grupos	1581,49	3,00	527,16			
Total	21936,60	5,00				

Da Tabela 5.38, concluí-se que soldando-se com temperatura de pré-aquecimento de 120°C, existem diferenças significativas entre os processos, sendo que o melhor resultado é obtido para o processo CONTÍNUO. Considera-se a diferença significativa pois $F > F_{crítico}$.

Tabela 5.39 – Tabela para análise de variância Temperatura de Pré-aquecimento de 220°C x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Temperatura / Processo	Dureza (Hv)		
	I	II	III
T220	256,50	267,17	246,00
	288,33	246,50	241,33

Tabela 5.40 – Saída de dados da Análise de Variância Temperaturas Pré-aquecimento 220°C x Processos, dureza na ZTA do aço ABNT 8620.

Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variancia		
I	2,00	544,83	272,42	506,68		
II	2,00	513,67	256,83	213,56		
III	2,00	487,33	243,67	10,89		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	828,51	2,00	414,25	1,70	0,32	9,55
Dentro dos grupos	731,13	3,00	243,71			
Total	1559,63	5,00				

Da Tabela 5.40, conclui-se que não existe diferença significativa entre os processos ao soldar com temperatura de pré-aquecimento de 220°C, já que $F < F_{crítico}$.

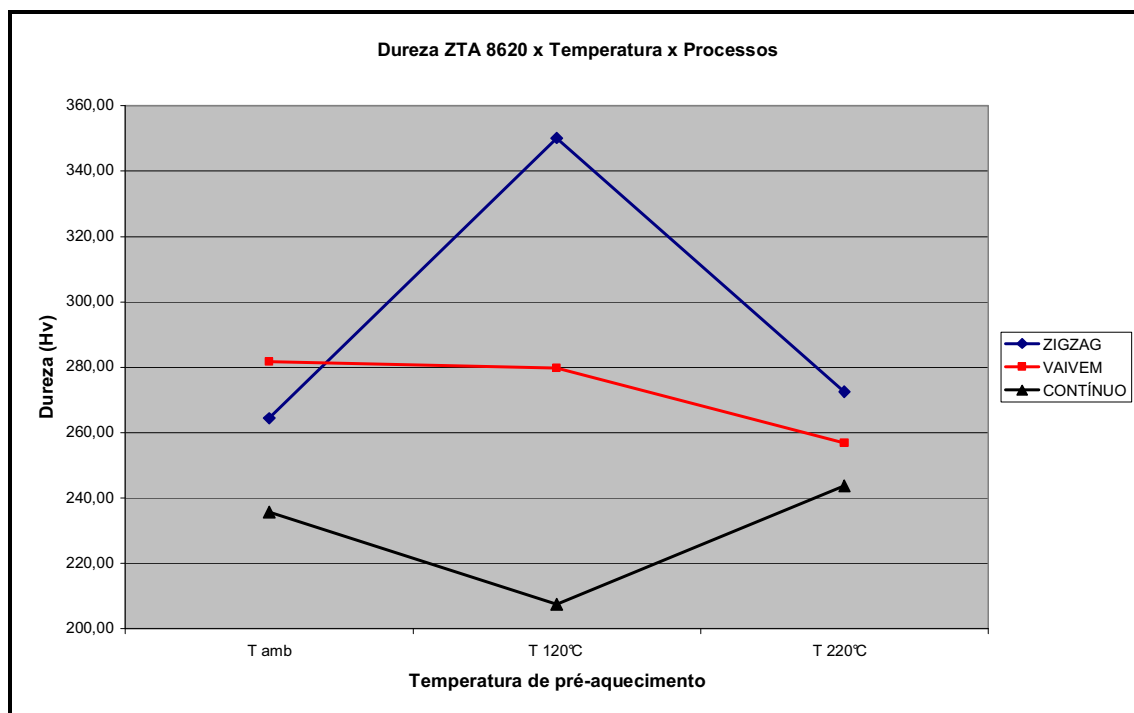


Figura 5.21 – Dureza na ZTA 8620 x Temperatura x Processos.

Como pode ser visualizado na Figura 5.21 e conforme resultados estatísticos já apresentados, a diferença mais significativa foi encontrada ao soldar-se com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e utilizando-se dos processos ZIGZAG e CONTÍNUO. O aço ABNT, por tratar-se de um aço baixa liga apresenta susceptibilidade a endurecimento em função das altas velocidades de resfriamento encontradas no processo de soldagem, nesse caso supõe-se que o aporte de calor provocado em cada lado da junta pelo processo ZIGZAG somado ao pré-aquecimento de 120°C não seja suficiente para diminuir as taxas de resfriamento a ponto de evitar o aumento de dureza na ZTA do aço ABNT 8620, comparando-se aos outros dois processos.

Apesar dos tratamentos estatísticos mostrarem que existem diferenças significativas entre as médias de dureza obtidas nos resultados dos ensaios de dureza na ZTA do aço 8620, quando se analisa as interações, a variação da temperatura dentro do processo ZIGZAG e a variação dos processos dentro da temperatura de pré-aquecimento de 120 °C, não se pode concluir que os resultados de dureza influenciaram negativamente a resistência mecânica da junta, tendo em vista que os resultados dos ensaios de tenacidade, tração e micrografia não mostraram resultados negativos.

A Tabela 5.41 mostra as médias obtidas nos ensaios de dureza na ZTA do aço LN 28 feitos nos corpos de prova soldados sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento e tecimento, como já foi mencionado o processo “I” refere-se a condição ZIGZAG, o processo “II” refere-se a condição VAIVEM e o processo “III” a condição CONTÍNUO. Cada média foi obtida de 6 ensaios de dureza feito em cada condição de soldagem e conforme já mostrado na Figura 4.22. A referida tabela também representa o arranjo de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de dureza na ZTA sob as diferentes condições de temperatura e processos.

Tabela 5.41 – Dados para análise de variância global das médias dos ensaios de dureza na ZTA do aço LN 28.

Dureza / Temperatura	Dureza (Hv)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	224,33	214,33	212,67
I	225,50	225,50	203,00
II	241,67	181,67	202,00
II	207,33	210,67	232,17
III	183,17	180,67	179,50
III	188,67	181,17	184,67

Tabela 5.42 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço LN 28.

Anova: fator duplo com repetição						
RESUMO	T amb	T 120°C	T 220°C	Total		
<i>I</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	449,83	439,83	415,67	1305,33		
Média	224,92	219,92	207,83	217,56		
Variância	0,68	62,35	46,72	83,66		
<i>II</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	449,00	392,33	434,17	1275,50		
Média	224,50	196,17	217,08	212,58		
Variância	589,39	420,50	455,01	465,69		
<i>III</i>						
Contagem	2,00	2,00	2,00	6,00		
Soma	371,83	361,83	364,17	1097,83		
Média	185,92	180,92	182,08	182,97		
Variância	15,13	0,13	13,35	11,19		
<i>Total</i>						
Contagem	6,00	6,00	6,00			
Soma	1270,67	1194,00	1214,00			
Média	211,78	199,00	202,33			
Variância	522,35	405,61	366,17			
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Processo	4195,10	2,00	2097,55	11,77	0,00	4,26
Temperatura	527,16	2,00	263,58	1,48	0,28	4,26
Interações	672,30	4,00	168,08	0,94	0,48	3,63
Dentro	1603,25	9,00	178,14			
Total	6997,81	17,00				

Como, conforme mostrado na Tabela 5.42, não foi comprovada a existência de interações, pois o valor $F(0,94)$ para as interações é menor do que F crítico (3,63) pode-se testar globalmente a influência das classificações segundo os processos e segundo as temperaturas de pré-aquecimento. (Neto, 1994). Nesse caso constatou-se que o processo é uma fonte de variação significativa pois F (11,77) é maior do que F crítico (4,26) levando-se em conta a classificação em função dos processos. Para as temperaturas, ao contrário dos processos, pode-se afirmar que não foram encontradas diferenças significativas pois F (1,48) é menor

do que F crítico (4,26). Considerando-se então apenas as médias dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço LN 28 em função da variação dos processos, mostramos que os melhores resultados foram obtidos soldando-se no processo contínuo, como podemos verificar na Tabela 5.43.

Tabela 5.43 – Dureza média na ZTA do aço LN 28 em função dos processos.

Dureza média (Hv)		
I	II	III
217,56	212,58	182,97

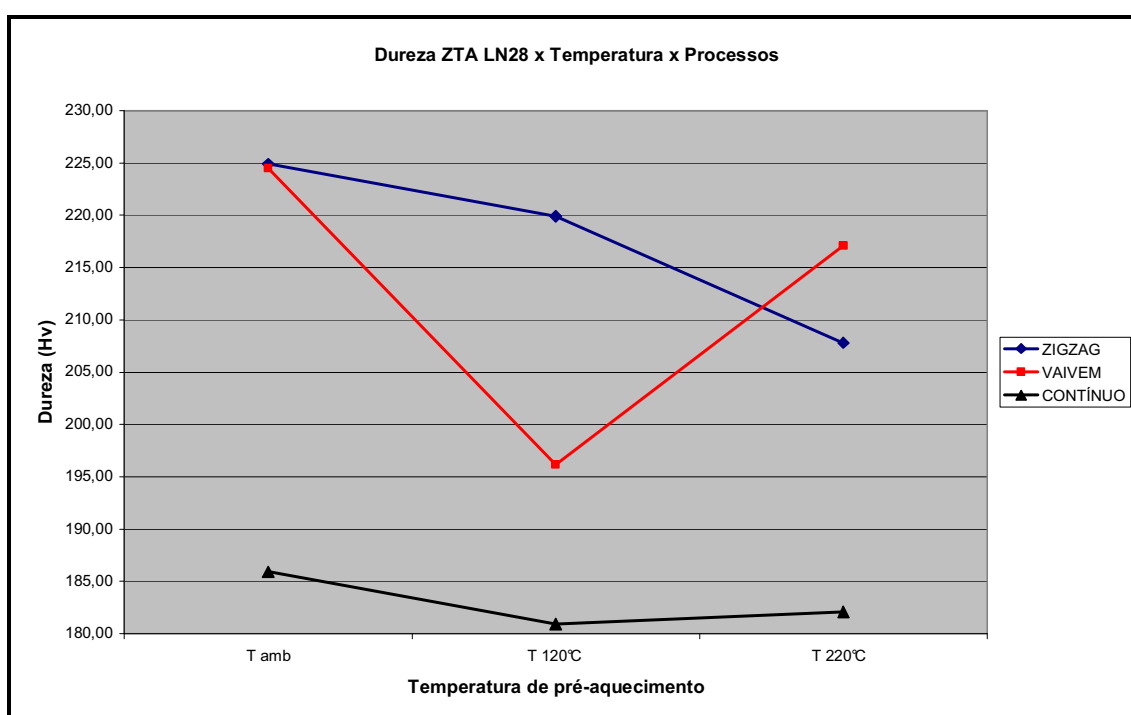


Figura 5.22 – Dureza na ZTA LN28 x Temperatura x Processos.

Visualiza-se da Figura 5.22 e comprova-se através de resultados estatísticos que a temperatura de pré-aquecimento não afeta significativamente a dureza da ZTA do aço ABNT LN28, esse fato pode ocorrer devido ao aço em questão ser um aço comum ao carbono e não suscetível a endurecimento devido a altas velocidades de resfriamento provocados pelo processo de soldagem.

Apesar dos tratamentos estatísticos mostrarem que existem diferenças significativas entre as médias de dureza obtidas nos resultados dos ensaios de dureza na ZTA do aço LN 28, quando se analisa os processos não se pode concluir que os resultados de dureza influenciaram negativamente a resistência mecânica da

junta, tendo em vista que os resultados dos ensaios de tração não mostraram resultados negativos.

6 – Conclusão.

Utilizando-se as condições de soldagem descritas nesse trabalho chegou-se as seguintes conclusões:

1. Na soldagem MAG Robotizada dissimilar dos aço SAE 8620 e ABNT LN28 houveram, segundo resultados estatísticos, diferenças significativas entre os processos de soldagem (condições de tecimento) no que diz respeito aos resultados do ensaio de tração e tenacidade, porém essas diferenças não influenciaram no resultado esperado para a resistência mecânica da junta. Esse resultado também leva a esperar que em situações de soldagem manual as variações no processo de tecimento devido a habilidade do soldador, normalmente utilizadas no chão de fábrica, não implicariam em problemas de qualidade na soldagem dos componentes em questão.
2. Existem diferenças estatísticas significativas entre a soldagem a temperatura ambiente e as soldagens realizadas com pré-aquecimento e controle da temperatura interpases no que diz respeito aos resultados do ensaio de tração, porém os resultados de micrografia da zona termicamente afetada que faz interface com o aço SAE 8620 apresentaram em todos os corpos de prova uma estrutura isenta de martensita e composta basicamente de bainita e ferrita.
3. Existem diferenças estatísticas significativas entre a soldagem a temperatura ambiente e as soldagens realizadas com pré-aquecimento e controle da temperatura interpases no que diz respeito aos resultados do ensaio de tenacidade e dureza. Quanto a tenacidade, as diferenças significativas puderam ser notadas apenas quanto a variação global das temperaturas de pré-aquecimento, porém todos os resultados foram satisfatórios quanto a tenacidade esperada para o aço 8620. A dureza na ZTA do aço 8620 apresentou diferenças significativas apenas ao variar-se a temperatura dentro do processo ZIGZAG e ao variar-se os processos dentro da temperatura de pré-aquecimento de 120 °C, porém esses resultados não afetaram a resistência mecânica da junta como pode ser comprovado pelo ensaio de tenacidade.
4. Houveram diferenças significativas quanto a dureza na ZTA do metal LN 28 apenas quando considerou-se a influência global dos processos, resultado

esperado tendo em vista que o material não é ligado e não seria afetado significativamente pela variação da temperatura de pré-aquecimento.

5. Não é recomendável, no chão de fábrica, utilizar-se de pré-aquecimento e fazer estudos aprofundados quanto a influência do tecimento levando-se em conta que essas variáveis não afetaram prejudicialmente a microestrutura e resistência da junta e qualquer disposição em contrário encareceria desnecessariamente o processo. Conclui-se que é recomendável soldar o objeto de estudo na condição de soldagem contínua (sem tecimento) e na temperatura ambiente (sem pré-aquecimento).

7 – Referências Bibliográficas.

1. Alé, R.M. Constituintes microestruturais de solda de aço C-Mn baixa liga. Parte II: metal de solda. Soldagem e Materiais, vol. 01, nº02, p. 18-25, 1991.
2. Alfaro, S. C. A . Monitoração da poça de fusão. Soldagem e Inspeção, vol. 08, nº01, p. 23-29, 2003.
3. American Welding Society. Certification Manual for Welding Inspectors, 4ª Ed., Miami, USA, p. 107-124, 2000.
4. American Welding Society. Structural Welding Code Steel AWS D1.1, 2004.
5. American Welding Society. Welding Handbook, vol.1, 8ª Ed., Miami, USA, p. 89-124, 1987.
6. Araújo, W. R. Comparação entre soldagem robotizada com arame sólido e “metal cored” – a ocorrência do “finger”. XXX Consolda, p. 01-05, 2004.
7. Atkins, G., Thiessen, D., Nissley, N., Adonyi, Y. Welding Process Effects in Weldability Testing of Steels. Welding Journal Research Supplemente, p. 61-68, 2002.
8. Avery, R. E. Pay attention to dissimilar-metal welds. Chemical Engineering Progress, p. 01-08, 1991.
9. Barros, P. M. Metalurgia da Soldagem I. São Paulo: Faculdade de Tecnologia de São Paulo, Fatec/Unesp, 2002.
10. Benscoter, A. O. Carbon and Steels: Metallographic techniques and microstructures. ASM Handbook, vol. 09, p. 273-302, 1992.

11. Benschoter, A. O. P. R. Carbon and Alloy Steels: Metallographic Techniques and Microstructures – Atlas of microstructures for carbon and alloy steels. ASM Handbook, vol. 09, p. 302-357. 1992.
12. Bever, M. B. Introduction to structures in metals. ASM Handbook, vol. 09, p. 1303-1321, 1992.
13. Bracarense, A., Pereira, U. A soldagem GMAW. Revista da Soldagem, n°05, p. 01-12, 2005.
14. Bracarense, A., Q. Gas Metal Arc Welding. Infosolda, www.infosolda.com.br, p. 01-27, 2003.
15. Bramfitt, B. L. Weldments: Solidification Structures of Steel. ASM Handbook, vol. 09, p. 1345-1356, 1992.
16. Brandão, J. E. S.A. Degradação das propriedades mecânicas de um aço carbono temperado e revenido submetido a diferentes ciclos térmicos de soldagem. XXX Consolda, p. 01-14, 2004.
17. Canto, M. A. A. Influência dos gases de proteção empregados no processo MIG/MAG sobre as propriedades mecânicas do metal de solda. Dissertação UFRGS, p. 02-06, 1991.
18. Chiaverini, V. Aços e ferros fundidos. São Paulo: Associação Brasileira de Metalúrgica e Materiais ABM, 7ª edição, 1996.
19. Corrêa, C. A. Influência dos parâmetros da soldagem mig pulsada e convencional na morfologia do cordão e na microestrutura. 1º COBEF, p. 01-08, 2001.
20. Costa, U. P. Soldagem com processo arame tubular e com alma metálica nos segmentos naval, on e offshore e de construção. XXIX Consolda, Brasil, p. 01-16, slides. 01-201, 2003.

21. Cota, A . B. Influência da temperatura de austenitização sobre a cinética de formação da ferrita em um aço microligado com Nb. REM, n° 55(4), p. 273-277, 2002.
22. Couto, J. G. V., Pessoa, A. A. Processo CO₂, em solda versus misturas de argônio e dióxido de carbono. Separata da Revista Engenharia Industrial, p. 01-08, 2000.
23. Dallam, C.B. Characterization of Welds. ASM Handbook, vol. 06, p. 254-258. 1993.
24. Edmonds, D.V. Bainite Structures. ASM Handbook, vol. 09, p. 1429-1444, 1992.
25. Elmer, J., Palmer, T., Babu, S., Zhang, W., DebRoy, T. Direct Observations of Austenite, Bainite and Martensite Formation During Arc Welding of 1045 Steel using Time Resolved X-Ray Diffraction. The Welding Journal, 2004.
26. Eroglu, M., Aksoy, M. Effect of coarse initial grain size on microstructure and mechanical properties of weld metal and HAZ of a low carbon steel. Materials Science and Engineering, A269, p. 59-66, 1999.
27. Eroglu, M., Aksoy, M. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel. Materials Science and Engineering, A296, p. 289-297, 2000.
28. Fortes, C. Soldagem MIG/MAG. Esab, São Paulo, Brasil, p. 01-133, 2005.
29. Funderburk, R. S. A look at heat input. Welding Innovation, vol. 16, n° 01, p. 01-04, 1999.
30. Funderburk, R. S. The importance of interpass temperature. Welding Innovation, vol. 15, n° 01, p. 01-02, 1998.

31. Garcia-Mateo, C. Caballero, F. G, Bhadeshia, H. K. D. H. Development of Hard Bainite. *ISIJ International*, vol. 43, n° 8, p. 1238-1243, 2003.
32. Gomes, S. I. N. Efeito da microfase austenita retida sobre a tenacidade do metal como soldado com as mesmas percentagens de ferrita acicular. *XXVII Consolda*, p. 01-08 , 2001.
33. Grist, F. J. Power sources for welding. *ASM Handbook*, vol. 06, p. 92-102, 1993.
34. Holliday, D. B. Gas-Metal Arc Welding. *ASM Handbook*, vol. 06, p. 577-579, 1993.
35. Huppi, G. S. Weldments: Metallographic techniques and microstructures. *ASM Handbook*, vol. 09, p. 1260-1281, 1992.
36. Jang, By G. B, Kim, H. K, Kang, S. S. The Effects of Root Opening on Mechanical Properties, Deformation and Residual Stress of Weldments. *Welding Journal Research Supplmente*, p. 80-89, 2001.
37. Jiang, Y., Zhou, R. Microstructures and properties of a bainite and martensite dual-phase cast steel fabricated by combination of alloying and controlled cooling heat treatment. *Materials Science Forum*, vol. 475-479, p. 93-96, 2005.
38. Keehan, E. Karlsson, L. Andrén, H. O., Bhadeshia, H. K. D. H. Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals Part 3 – Increased strength resulting from carbon additions. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 11, n° 01, p. 19-24, 2006.
39. Keehan, E., Karlsson, L. New alloying concepts for high strength steel weld metals. *ESAB*, Sweden, 2005.

40. Kim, Y., Rhee, S. A study oh heat input distribution on the surface during torch weaving in gas metal arc welding. JSM International Journal, vol.48, p. 144-150, 2005.
41. Kobayashi, Y. Microestrutura do metal de solda: origem e fatores de influência. Unesp, p. 01-19, 1994.
42. Kunrath, L. V. Influência do tipo de gás de proteção no rendimento e taxa de deposição na soldagem Mig/Mag. XXX Consolda, p. 01-06, 2004.
43. Lima, A . C. Estudo dos modos de transferência metálica de um arame tubular autoprottegido com variação na distância bico de contato-peça. Soldagem e Inspeção, vol. 11, nº03, p. 164-172, 2006.
44. Lima, M. S. F., Goldenstein, H. Morphological instability of the austenite growth front in a laser remelted iron-carbon-silicon alloy. Journal of Crystal Grownt, vol. 208, p. 709-716, 2000.
45. Lincoln, J. F. MIG/MAG Welding Guide, Cleveland, OH., USA, p. 01-48, 1998.
46. Lincoln, J. F. The Procedure Handbook of Arc Welding, 14^a Ed., Cleveland, OH., USA, p. 6.6-1-6.6.16, 2000.
47. Lyttle, K. A. Characteristics of the components of a shielding gas blend. ASM Handbook, vol. 06, p. 165-166. 1993.
48. Machado, I. G. Cálculo do tempo de resfriamento na Soldagem. Soldagem e Inspeção, vol. 04, nº08, p. 25-26, 1998.
49. Manual Thermadyne. Arc-Master 351, pp. 14, 1996.
50. Masubuchi, K. Formation of residual stress and distortion. ASM Handbook, vol. 06, p. 2648-2651, 1993.

51. Meyer, A. M., Toit, M. Interstitial diffusion of carbon and nitrogen into heat-affected zones of 11-12% Chromium steel weld. AWS, Supplement to the welding journal, p. 1-6, 2001.
52. Miller Electric MFG. CO. Welding and the World of Metals, p. 28-31, 1962.
53. Moino, H. E., Paschoalim, A . C. Programa de cursos modulares em tecnologia de soldagem. Módulo MIG/MAG. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1991.
54. Motoman. Arc World 1000 Instalation Manual, pp. 03, 17, 1995.
55. Motoman. K6 Manipulator Manual, pp. 03, 1994.
56. Motoman. Robot arc welding manual, pp. 11, 1995.
57. Nelson, T. W. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds – part 2: on cooling transformations. Welding Research, n°10, p. 267-277, 2000.
58. Neto, P. L. C. Estatística. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1994.
59. Paris, L. F. Obtenção de ferrita acicular em cordões de solda, por diferentes rotas de resfriamento. UERJ, p. 01-02, 2004.
60. Quinn, T.P., Smith, C., Mccowan, C. N., Blachowiak, E., Madigan, R. B. Arc Sensing for Defects in Constant-Voltage Gas Metal Arc Welding. Welding Journal Research Supllemente, p. 322-328, 1999.
61. Santos, T. F. Estudo da Taxa de Fusão de arames de aço carbono no processo MIG/MAG. XXVIII Consolda, p. 01-06, 2002.

62. Scotti, A ., Bezerra, A . C., Rade, D. A . Efeito do pré-aquecimento sobre as tensões residuais de soldagem. Soldagem e Inspeção, vol. 11, nº 01, p. 54-61, 2006.
63. Siccardi, O. Tratamento térmico em aços. Sociedade Educacional de Santa Catarina, 2005.
64. Silva, C. G. Caracterização microestrutural e mecânica de metal de solda do sistema Cr-Mo com diferentes teores de Mn. XXVIII Consolda, p. 01-11, 2002.
65. Somers, B. R. Classification of steels. ASM Handbook, vol. 06, p. 1060-1063, 1993.
66. Speich, G. R. Ferrous martensitic structures. ASM Handbook, vol. 09, p. 1444-1454, 1992.
67. Starling, C. M. D. Avaliação da transferência de metal de arames tubulares. Soldagem e Inspeção, vol. 11, nº03, p. 147-155, 2006.
68. Strohaecker, T. R. Identificação metalográfica de regiões susceptíveis à fratura assistida pelo ambiente de junta soldada de um aço estrutural. Soldagem e Materiais, vol. 01, nº01, p. 37-45, 1989 .
69. Tremonti, M. A. Incorporar a robótica aplicada á soldagem: as questões: organizacionais para se obter sucesso. Departamento de Soldagem da Fatec-SP. 2000.
70. Tsai, C. L. Heat flow in fusion welding – engineering solution and empirical correlation. ASM Handbook, vol. 06, p. 29-45, 1993.
71. Van Vlack, L. H. Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais. Rio de Janeiro, Editora Campus, 1984.

72. Vishnu, P. R. Solid-State Transformations in Weldments. ASM Handbook, vol. 06, p. 191-205. 1993.
73. Wainer, E., Brandi, S. D., Mello, F. D. H. Soldagem: processos e metalurgia. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1992.
74. Winsor, F. J. Heat-Treatable Low-Alloy (HTLA) Steels. ASM Handbook, vol. 06, p. 1647-1656. 1993.
75. Yang, J. R., Bhadeshia, H. K. D. H. Thermodynamics of the acicular ferrite transformation in alloy-steel weld deposits. Advances in welding science and technology, p. 187-191, 1987.
76. Yuriko, N., Kasuya, T. A chart method to determine necessary preheat in steel Welding. IIW, p. 01-12, 1994.
77. Zeemann, A. Diluição. Soldagem e Inspeção, vol. 04, nº05, p. 14-16, 1998a.
78. Zhu, C. Tempering of Engineering steels. Oxford Materials, p.01-34, 2005.

ATA Nº 094/2007

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE **FABIANO RICARDO DA COSTA PEREZ**, ALUNO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, DA FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNESP – CAMPUS DE BAURU.

No dia quatorze de dezembro de dois mil e sete, às 08:30 horas, no anfiteatro do prédio da Pós-graduação, da Faculdade de Engenharia da UNESP, Campus de Bauru, reuniu-se à Comissão Examinadora da Defesa Pública, composta pelo Professor Doutor Yukio Kobayashi - UNESP – Campus de Bauru, Presidente da Banca, Professora Doutora Isabel Cristina Buttignon, do Departamento de Navegação e Soldagem da FATEC – Campus de Jaú e o Professor Doutor Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves – UNESP – Campus de Bauru, a fim de proceder à argüição pública da Dissertação do candidato Fabiano Ricardo da Costa Perez, intitulada em “INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E TECIMENTO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS NA SOLDAGEM MIG/MAG ROBOTIZADA DE AÇOS SAE 8620 COM ABNT LN 28”. O Professor Doutor Yukio Kobayashi, Presidente da Banca, apresentou o candidato, que dissertou sobre seu trabalho, em quarenta minutos, após, o candidato foi argüido oralmente pelos membros componentes da Comissão Examinadora no tempo regulamentar exigido. Logo após, reuniu-se a Comissão Examinadora, tendo apresentado o conceito final: APROVADO. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que após, lida e aprovada, será assinada pelos Senhores Membros da Comissão Examinadora.

Bauru, 14 de dezembro de dois mil e sete.

Prof. Dr. Yukio Kobayashi



Prof^a. Dr^a. Isabel Cristina Buttignon



Prof. Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves



**DIVISÃO TÉCNICA DE BIBLIOTECA E DOCUMENTAÇÃO
UNESP - BAURU**

Costa Perez, Fabiano Ricardo da.

A influência da temperatura de pré-aquecimento e tecimento na microestrutura e propriedades mecânicas na soldagem MIG / MAG robotizada de aços SAE 8620 com ABNT LN28 / Fabiano Ricardo da Costa Perez, 2007.

113 f. il.

Orientador: Yukio Kobayashi.

Dissertação (Mestrado) -Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru, 2007.

1. Soldagem. 2. Aço - Propriedades mecânicas. 3. Aço - Pré-aquecimento. 4. Aço - Tratamento térmico. 5. Tecimento. I. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia. II. Título.