



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



**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DA MICROESTRUTURA DE
AÇOS DISSIMILARES ABNT 8620 E ABNT 6655 LN 28 SOLDADOS COM ARCO
PULSADO COM DIFERENTES TEMPERATURAS DE PRÉ-AQUECIMENTO E
TIPOS DE TECIMENTO.**

VINICIUS TADASHI PAVÃO MIYAHARA

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

**BAURU – SP
AGOSTO – 2008**



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



**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DA MICROESTRUTURA DE
AÇOS DISSIMILARES ABNT 8620 E ABNT 6655 LN 28 SOLDADOS COM ARCO
PULSADO COM DIFERENTES TEMPERATURAS DE PRÉ-AQUECIMENTO E
TIPOS DE TECIMENTO.**

VINICIUS TADASHI PAVÃO MIYAHARA

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
AGOSTO – 2008**

DIVISÃO TÉCNICA DE BIBLIOTECA E DOCUMENTAÇÃO
UNESP - BAURU

Miyahara, Vinicius Tadashi Pavão.

Avaliação das propriedades mecânicas e da microestrutura de aços dissimilares ABNT 8620 e ABNT 6655 LN 28 soldados com arco pulsado com diferentes temperaturas de pré-aquecimento e tipos de tecimento / Vinicius Tadashi Pavão Miyahara, 2008.

ix, 99 f. il.

Orientador: Yukio Kobayashi.

Dissertação (Mestrado)- Universidade Estadual Paulista. Faculdade Engenharia, Bauru ,2008.

Aço - Soldagem. 2. Pré-aquecimento. 3. Tecimento. 4. Microestrutura. 5. SAE 8620. I. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia. II. Título.

DEDICATÓRIA

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

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

AGRADECIMENTOS

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

À minha noiva e companheira Evelin Aparecida Favarini, pela paciência e apoio na elaboração desse trabalho.

A minha avó Teresinha Fernandes Pavão e a minha mãe Maria Creusa Pavão Miyahara 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, Fabiano, Marco Aurélio 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)

RESUMO

O objetivo desse trabalho é analisar cientificamente a realidade encontrada no chão de fábrica de uma empresa fabricante de equipamentos agrícolas comparada aos cuidados teoricamente requeridos na soldagem MAG robotizada e MAG PULSADO de dois aços dissimilares, sendo um aço comum ao carbono, o aço ABNT 6655 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 considerada 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, corrente pulsada 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.

Palavras-chave: Aço - Soldagem; Pré-aquecimento; Tectamento; Microestrutura; SAE 8620.

ABSTRACT

The objective of this work is to analyze the reality scientifically found in the ground of factory of a manufacturing company of agricultural equipments compared to the cares theoretically requested in the robotic GMAW e Pulsed 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, pulsed current 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.

Key-words: Steel – Welding; Preheating; Microstructure; Torch Weaving Movement; SAE 8620.

Sumário.

Lista de Figuras.....	iii
Lista de Tabelas.....	vi
Lista de Abreviaturas e Siglas.....	ix
1. Introdução.....	01
2. Objetivos.....	03
3. Revisão Bibliográfica.....	04
3.1. Processo de Soldagem Robotizados 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.....	10
3.1.5. Arames para soldagem MIG/MAG.....	11
3.1.6. Soldagem com Arco Pulsado.....	12
3.1.7. Tecimento no processo de soldagem.....	15
3.2. Metalurgia da Soldagem.....	17
3.2.1. Pré-aquecimento.....	17
3.2.2. Propriedades do metal de solda.....	20
3.2.3. Microestrutura da Zona Fundida(Aços Baixo Carbono e Baixa Liga).....	26
4. Materiais e Métodos.....	33
4.1. Célula de Soldagem.....	33
4.2. Dispositivo de Soldagem.....	36
4.3. Forno de Aquecimento.....	37
4.4. Pirômetro.....	37
4.5. Multímetro.....	38
4.6. Lixadeira.....	38
4.7. Consumíveis de Soldagem.....	38
4.8. Material base e corpos de prova.....	38

4.9. Método experimental.....	43
4.10. Ensaio de Tração.....	50
4.11. Ensaio de Impacto.....	51
4.12. Ensaio de Dureza.....	51
4.13. Tratamentos estatísticos.....	52
5. Resultados e discussão.....	53
6. Conclusão.....	91
7. Trabalhos Futuros.....	92
8. Referências Bibliográficas.....	93

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 – Diagrama esquemático de uma onda do tipo corrente pulsada (modenesi, 2001).....	13
Figura 3.6 - Padrões de movimentação do arame (Modenesi, 2004).....	15
Figura 3.7 - Ciclo térmico de soldagem (Modenesi,2004).....	21
Figura 3.8 – Repartição térmica de uma solda (Modenesi, 2004).....	22
Figura 3.9 - As técnicas de soldagem de (a) trançar e (b) filetar (Meyer, 2001).....	23
Figura 3.10 - Caminhos do fluxo de calor em juntas de topo e em ângulo (Machado, 1998).....	25
Figura 3.11 - Estrutura Martensítica em aço baixo carbono baixa Liga (Jiang, 2005).....	29
Figura 3.12 – Estrutura Martensítica Revenida em aço baixo carbono baixa liga (Jiang, 2005).....	29
Figura 4.1 – Esquema da célula de Soldagem Robotizada ArcWorld 1000.....	33
Figura 4.2 – Fonte de Soldagem Hobart ARC-MASTER 351.....	34
Figura 4.3 – Curva V x A do modo MAG da fonte Hobart ARC-MASTER 351 – (Thermadyne, 1996).....	34
Figura 4.4 – Robô Motoman modelo K6.....	35
Figura 4.5 – Dispositivo de Soldagem.....	37
Figura 4.6 – Dimensões do corpo de prova de soldagem.....	39
Figura 4.7 – Dimensões da junta.....	40
Figura 4.8 – Corpo de prova de Micrografia.....	40
Figura 4.9 – Corpo de prova para ensaio de tração.....	41
Figura 4.10 – Corpo de prova para ensaio de impacto.....	42
Figura 4.11– Corpo de prova para ensaio de dureza.....	42
Figura 4.12 – Operação de soldagem dos corpos de prova.....	43

Figura 4.13 – Sequência de passes utilizada no processo de soldagem dos corpos de prova.....	43
Figura 4.14 – Medição de temperatura interpasses.....	44
Figura 4.15 – Processo de eliminação de não conformidades na soldagem dos corpos de prova.....	44
Figura 4.16 – Corpo de prova pronto para ser pré-aquecido.....	45
Figura 4.17 – Corpo de prova posicionado no dispositivo de soldagem.....	45
Figura 4.18 – Travas do corpo de prova.....	45
Figura 4.19 – Corpo de prova após a execução do primeiro passe de soldagem ou passe de raiz.....	48
Figura 4.20 – Corpo de prova após a execução dos passes de soldagem de 02 a 10.....	49
Figura 4.21 – Corpo de prova após a execução do 11º passe de soldagem ou enchimento de raiz.....	49
Figura 4.22 – Corpo de prova para ensaio de tração.....	50
Figura 4.23 – Corpo de prova para ensaio de micrografia.....	50
Figura 4.24 – Máquina de ensaio de tração.....	50
Figura 4.25 – Ensaio de Tração.....	51
Figura 5.1 – Micrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento ZIGZAG.....	53
Figura 5.2 – Micrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento ZIGZAG.....	54
Figura 5.3 – Micrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento VAIVEM.....	54
Figura 5.4 – Micrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento VAIVEM.....	55
Figura 5.5 – Micrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e sem tecimento.....	55
Figura 5.6 – Micrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e sem tecimento.....	56
Figura 5.7 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento ZIGZAG.....	56
Figura 5.8 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento ZIGZAG.....	57
Figura 5.9 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento VAIVEM.....	57
Figura 5.10 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-	

aquecimento de 120°C e com tecimento VAIVEM.....	58
Figura 5.11 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e sem tecimento.....	58
Figura 5.12 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e sem tecimento.....	59
Figura 5.13 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento ZIGZAG.....	59
Figura 5.14 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento ZIGZAG.....	60
Figura 5.15 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento VAIVEM.....	60
Figura 5.16 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento VAIVEM.....	61
Figura 5.17 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e sem tecimento.....	61
Figura 5.18 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e sem tecimento.....	62
Figura 5.19 – Resumo das interações da média do limite de Resistência à tração (kgf/mm ²) x Temperatura.....	75
Figura 5.20 – Resumo das interações da média da Tenacidade (J) x Temperatura.....	78
Figura 5.21 – Resumo das interações da média da Dureza do aço SAE 8620 (Hv5) x Temperatura.....	87
Figura 5.22 – Resumo das interações da média da Dureza do aço LN28 (Hv5) x Temperatura.....	90

Lista de Tabelas.

Tabela 4.1 – Parâmetros utilizados na fonte de soldagem.....	35
Tabela 4.2 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados à temperatura ambiente.....	46
Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados à temperatura de pré-aquecimento de 120 °C.....	47
Tabela 4.4 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados à temperatura de pré-aquecimento de 220 °C.....	48
Tabela 5.1 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 01 – Tecimento tipo ZIGZAG sem pré-aquecimento.....	63
Tabela 5.2 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 02 – Tecimento tipo VAIVEM sem pré-aquecimento.....	63
Tabela 5.3 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 03 – Sem Tecimento e sem pré-aquecimento.....	63
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.....	64
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.....	64
Tabela 5.6 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 06 – Sem Tecimento e pré-aquecido a 120 °C.....	64
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.....	65
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.....	65
Tabela 5.9 – Resultados do Ensaio de Tração para o Corpo de Prova de Soldagem 09 – Sem Tecimento e pré-aquecido a 220 °C.....	65
Tabela 5.10 – Tabela para análise de variância global.....	66
Tabela 5.11 – Saída de dados da Análise de Variância Global.....	67
Tabela 5.12 – Limite de resistência à tração no processo ZIGZAG x temperatura de pré-aquecimento.....	68
Tabela 5.13 – Saída de dados da Análise de Variância Processo ZIGZAG x Temperaturas.....	69
Tabela 5.14 – Limite de resistência à tração no processo VAIVEM x temperatura de pré-aquecimento.....	69
Tabela 5.15 – Saída de dados da Análise de Variância Processo VAIVEM x Temperaturas.....	70
Tabela 5.16 – Limite de resistência à tração no processo CONTÍNUO x	

temperatura de pré-aquecimento.....	70
Tabela 5.17 – Saída de dados da Análise de Variância Processo CONTÍNUO x Temperaturas.....	71
Tabela 5.18 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Ambiente x Processos.....	71
Tabela 5.19 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Ambiente x Processos	72
Tabela 5.20 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura 120°C x Processos.....	72
Tabela 5.21 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Pré - aquecimento120°C x Processos.....	73
Tabela 5.22 – Saída de dados da Análise de Variância Temperaturas 220°C x Processos.....	73
Tabela 5.23 – Saída de dados da Análise de Variância Temperaturas Pré-aquecimento 220°C x Processos.....	74
Tabela 5.24 – Dados para análise de variância Global dos resultados do ensaio de tenacidade.....	76
Tabela 5.25 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de tenacidade.....	77
Tabela 5.26 – Tenacidade média em função da temperatura de pré-aquecimento...	77
Tabela 5.27 – Dados para análise de variância global das médias dos ensaios de dureza na ZTA do aço SAE 8620.....	79
Tabela 5.28 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço SAE 8620.....	80
Tabela 5.29 – Tabela para análise de variância do processo ZIGZAG x Temperaturas.....	81
Tabela 5.30 – Saída de dados da Análise de Variância do processo ZIGZAG x Temperaturas, dureza na ZTA do aço SAE 8620.....	81
Tabela 5.31 – Tabela para análise de variância do processo VAIVEM x Temperatura.....	82
Tabela 5.32 – Saída de dados da Análise de variância do processo VAIVEM x Temperaturas, dureza na ZTA do aço SAE 8620.....	82
Tabela 5.33 – Tabela para análise de variância do processo CONTÍNUO x Temperaturas.....	83
Tabela 5.34 – Saída de dados da Análise de variância do processo CONTÍNUO x Temperaturas, dureza na ZTA do aço SAE 8620.....	83
Tabela 5.35 – Tabela para análise de variância Temperatura Ambiente x Processos.....	84
Tabela 5.36 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Ambiente x	

Processos, dureza na ZTA do aço SAE 8620.....	84
Tabela 5.37 – Tabela para análise de variância Temperatura x Processos.....	84
Tabela 5.38 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura Pré-aquecimento de 120°C x Processos, dureza na ZTA do aço SAE 8620.....	85
Tabela 5.39 – Tabela para análise de variância Temperatura x Processos.....	85
Tabela 5.40 – Saída de dados da Análise de Variância Temperaturas Pré-aquecimento 220°C x Processos, dureza na ZTA do aço SAE 8620.....	86
Tabela 5.41 – Dados para análise de variância global das médias dos ensaios de dureza (Hv ₅) na ZTA do aço LN 28.....	88
Tabela 5.42 – Saída de dados para a análise de variância global dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço LN 28.....	89
Tabela 5.43 – Dureza média na ZTA do aço LN 28 em função dos processos.....	89

Lista de Abreviaturas e Siglas

A	Amperagem
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANOVA	Análise de variância
Ar	Argônio
AVC	Controle automático de tensão (Automatic Voltage Control Mode)
AWS	American Welding Society
CE	Carbono equivalente
CO ₂	Dióxido de carbono
CC	Corrente contínua
E	Tensão
H	Aporte térmico
He	Hélio
I	Corrente elétrica (A)
I _b	Corrente de base (A)
I _p	Corrente de pico (A)
IIW	Instituto Internacional de Soldagem (International Institute of Welding)
MIG	Metal inert gas
MAG	Metal active gas
S	Velocidade de soldagem
STD	Modo padrão (Standard Mode)
SAE	Society Automotive Engineer
T	Tempo (ms)
TIG	Tungsten inert Gas
T _p	Tempo de pico (ms)
T _b	Tempo de base (ms)
ZTA	Zona termicamente afetada

1 – Introdução.

A soldagem MIG/MAG é um dos processos de união metálica mais utilizada na indústria, o mesmo foi baseado no processo TIG e iniciou-se em 1948 devido a 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, 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.

O aço SAE 8620 é um aço Cr-Ni-Mo, 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 (Winsor, 1993).

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

Na indústria de implementos agrícolas o aço SAE 8620 é utilizado na fabricação de vários componentes, principalmente em peças com soldagem dissimilares com o aço ABNT 6655 LN 28.

Dessa forma foram feitas a comparação das propriedades mecânicas e características 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 aquecimento 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 6655 LN28, e o outro um aço de baixa liga, o aço SAE 8620.

Também foram analisados o efeito das variações das condições de tectimento e temperatura de pré-aquecimento sobre as propriedades mecânicas e microestruturais da zona termicamente afetada do aço de maior temperabilidade.

Para uma melhor conclusão dos dados foram utilizados métodos estatísticos.

Os resultados dos métodos estatísticos indicarão qual condição de tectimento e temperatura de pré-aquecimento é mais indicado para utilizar no chão de fábrica sem comprometer a integridade mecânica da junta.

3 – Revisão Bibliográfica.

3.1 – Processos de Soldagem robotizados 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 constantes variáveis previamente programadas como a velocidade de soldagem, tecimento, extensão do eletrodo (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.

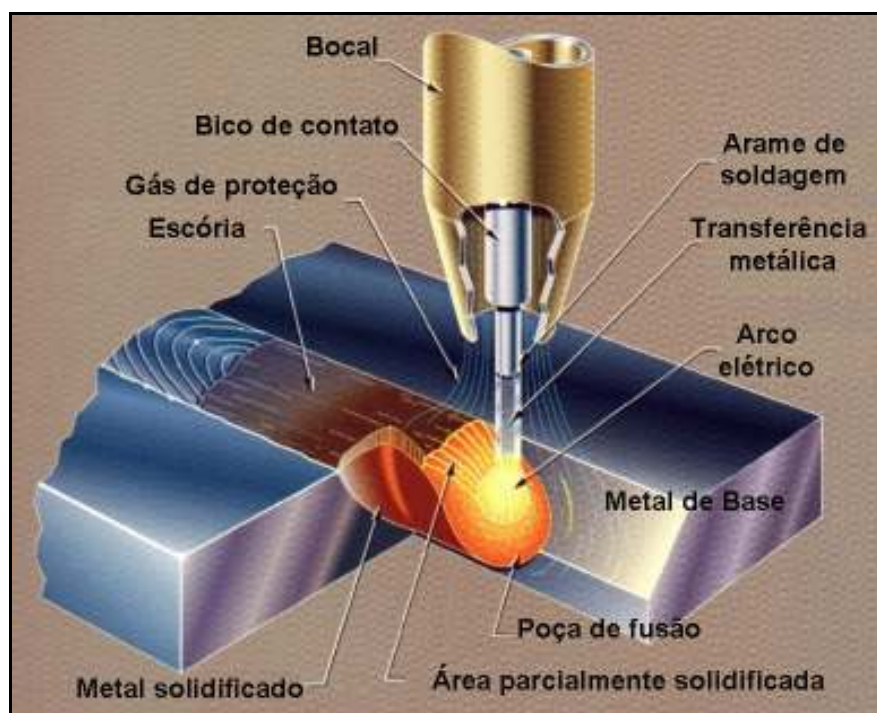


Figura 3.1 – Processo de soldagem MIG/MAG (Costa, 2003).

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 estável 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 sequência.

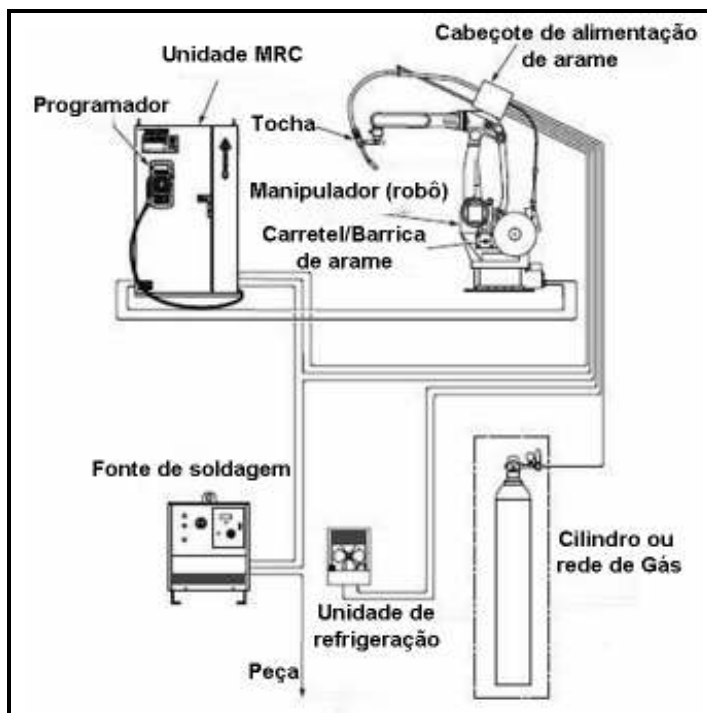


Figura 3.2 – Desenho esquemático dos principais equipamentos utilizados no processo de soldagem robotizada MIG/MAG. (Motoman, 1995).

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 correntes contínuas 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 se usam algoritmos para detectar a variação do arco e corrigir possíveis defeitos (Quinn, 1999).

As fontes pulsadas fornecem correntes contínuas, 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 inoxidável 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 fator importante a considerar é o ciclo de trabalho, uma fonte que, por exemplo, tem ciclo de trabalho de 300A a 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 (6 kg 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 se pode programar soldagens cujos itens já citados podem ser variados durante o processo, porém sob escolha do programador. O único inconveniente é

que se deve 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.

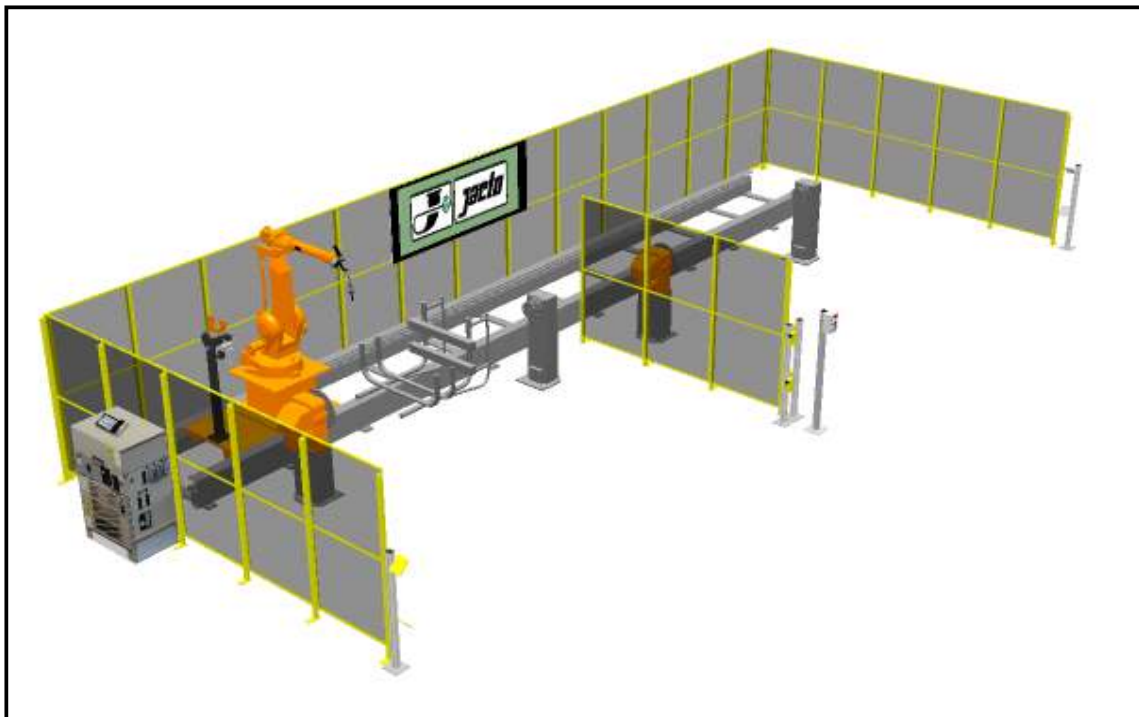


Figura 3.3 – Esquema de uma célula de soldagem com manipulador (robô) de 07 graus de liberdade.

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 à poça de fusão é composta por vários itens como pode ser observado na Figura 3.4. Algumas tochas podem conter em seu corpo sua própria unidade de assistência ao tracionamento de arame (Holliday, 1993).

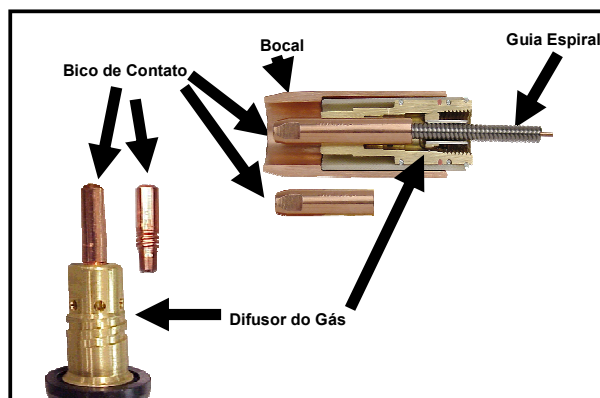


Figura 3.4 – Principais componentes de uma tocha de soldagem.

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 estas não permitem bons controles na soldagem; 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, às 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 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 à 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 à 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.

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 freqüentemente 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 tem 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 CO_2 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 CO_2 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 à mistura CO_2 e argônio, ao aumentar-se o nível de CO_2 , aumentam-se a instabilidade do arco e após um nível de 30% de CO_2 , o comportamento do arco seria o mesmo de soldar com CO_2 puro (Kunrath, 2004).

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 pode-se 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. As más qualidades em termos destas propriedades citadas podem produzir falhas de alimentação, instabilidade do arco e descontinuidades no cordão de solda.

Arames sólidos 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 CO_2 contêm 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.

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 – Soldagem com Arco Pulsado.

Na Figura 3.5 pode-se visualizar o formato teórico de uma onda por corrente pulsada. A corrente de base serve principalmente para manter o arco aberto e promover a limpeza catódica do metal de base, mas insuficiente para promover a transferência metálica. Já a corrente de pico é estabelecida para passar o valor crítico, e assim proporcionar o desprendimento do metal. Além disto, o seu valor e o

tempo de duração é tal que a cada pulso pode ocorrer o destacamento de uma única gota de diâmetro igual ou menor que o diâmetro do eletrodo.

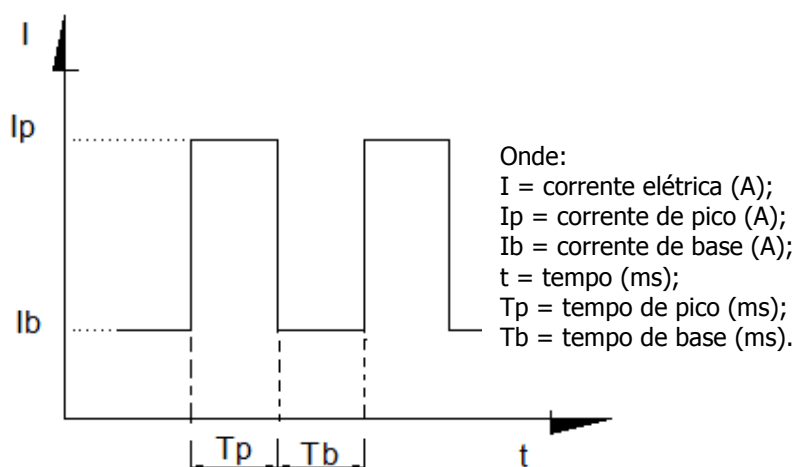


Figura 3.5 - Diagrama esquemático de uma onda do tipo corrente pulsada (Modenesi, 2004).

Conforme NEEDAHAM e CARTER (1965), a mais importante característica do processo de soldagem com corrente pulsada é que os níveis de corrente usados para se obter as mesmas taxas de deposição do material do eletrodo obtidas em corrente contínua são bem menores, permitindo menores aportes térmicos, melhor qualidade microestrutural e menor consumo energético, comparado a outros processos.

Para ALLUM (1985), existe uma grande variedade de aplicações para os sistemas modernos a arco pulsado. Podem ser unidos por esse processo tanto materiais ferrosos e não ferrosos, abrangendo uma vasta gama de materiais, incluindo alumínio e muitas outras ligas, aços ao carbono-manganes e inoxidáveis.

BOSWORTH (1991) acrescenta que a transferência por *spray* proporciona a mesma eficiência térmica da corrente contínua, em torno de 85%, com exceção da transferência por curto-circuito (em torno de 95%).

Outro ponto importante a ser observado é a geração de ruídos, onde CASTNER e SINGH (1997) relatam que o nível de ruído depende do tipo de transferência metálica, tipo de onda e intensidade de corrente e tensão de soldagem. Para os processos de soldagem em corrente contínua e corrente pulsada,

os ruídos produzidos possuem a mesma intensidade para transferência globular ou *spray*, não obstante a qualidade dos ruídos obtida com corrente pulsada encontra-se dentro de limites menos nocivos ao ouvido humano. E ainda, a otimização dos parâmetros de pulso tende a melhorar a qualidade sonora durante a soldagem.

TAKEUCHY e SINODA (1991) destacam que utilizando o processo de soldagem com corrente pulsada, ocorre uma pequena formação de salpicos.

ALCAN (1992) afirma que a definição dos corretos parâmetros de pulso, corrente pico, corrente de base, tempo de pico e tempo de base, sendo que o tempo de pico e o tempo de base definem a frequência de pulso, são responsáveis pela obtenção do tipo de transferência ideal. Destaca ainda, que o volume da gota destacada por pulso é proporcional a relação entre a taxa de alimentação do arame, corrente média e a frequência de pulso.

Conforme ALCAN (1992) e AMIM (1983) existe uma dificuldade em definir, na prática, os valores dos parâmetros de pulso aplicáveis a um determinado trabalho e com isso, normalmente, a determinação destes valores se dá por tentativa e erro. Isto ocorre devido às variáveis estarem correlacionadas, onde para uma determinada velocidade de alimentação do arame, tanto a corrente de pico como a corrente de base e o tempo de permanência nestas correntes, que juntos determinam a magnitude do pulso, devem ser ajustados de tal forma que ocorra o destacamento de uma gota por pulso. Além disso, a corrente média calculada, utilizando-se os parâmetros de pulso juntos, deve fornecer uma taxa de fusão que se equipare com a velocidade de alimentação do arame, de forma a manter o comprimento do arco constante. Caso a magnitude seja insuficiente, não ocorrerá concordância entre o destacamento e os pulsos, acarretando instabilidade na transferência, e conseqüentemente defeitos de solda, entre eles, penetração irregular, falta de fusão e mordeduras, etc.

O método de aproximação teórica é utilizado para solucionar os problemas descritos acima, onde se estima a faixa completa de parâmetros de pulsação relativos a qualquer velocidade de alimentação do arame, para uma determinada liga e dimensões do material. O método é descrito abaixo:

✓ Critério de fusão – a velocidade de alimentação do arame deve ser balanceada com a taxa de fusão, a fim de que o comprimento do arco seja mantido constante.

- ✓ Critério da transferência metálica – a transferência metálica do tipo pulverização ou *spray* deve ser obtido mesmo a baixas velocidades de alimentação do arame, a qual, caso contrário, resultaria numa transferência tipo globular.
- ✓ Critério estabilidade do arco – a corrente de base deve manter um valor limite mínimo para manter o arco estável, pois para valores abaixo desse limite o arco se extingue.

3.1.7 - Tecimento no processo de soldagem.

A movimentação trançada ou oscilação lateral do arame de soldagem (tecimento) durante a solda é usada 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 3.6 mostra diferentes padrões de trançamento que são utilizados pelos soldadores para produzir boas soldas. Os formatos mostrados na Figura 3.6 (a e i) são os mais usados em soldagens de topo. Os padrões de trançamento para soldas de ângulo dados na Figura 3.6 (d e g) são os mais apropriados.

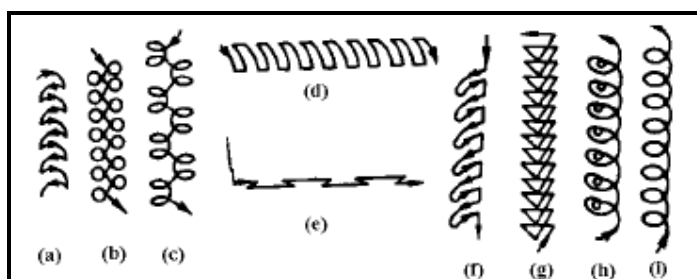


Figura 3.6 - Padrões de movimentação do arame (Modenesi, 2004).

Os padrões (a) (c) 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 tecimento seja mantido constante. Pode-se obter uma solda correta, com penetração 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 diminuição 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 15 mm 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 de tecimento 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 2,0 e 2,5 vezes o diâmetro do arame de soldagem (Kim, 2005).

3.2 – Metalurgia da Soldagem.

3.2.1 – Pré-aquecimento.

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 pode formar-se 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 adjacente 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 influencia na necessidade de se realizar um pré-aquecimento. Sob o mesmo aporte térmico (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, aporte térmico, 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 Equação 1 (Lincoln, 2000).

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

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 multipasses em seções de espessura maior que 25 mm para reduzir a susceptibilidade da solda à fissuração.

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 interpases, sendo que a temperatura mínima é importante para a prevenção de defeitos como as fraturas e a máxima é importante quanto às 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).

3.2.2 - Propriedades do metal de solda.

Aporte térmico (Heat input). 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 interpassas, ele influencia a taxa de resfriamento, a qual pode afetar as propriedades mecânicas e metalúrgicas da solda na zona termicamente afetada (Funderburk, 1999). Em geral a dureza da zona termicamente afetada diminui à medida que aumentamos o aporte térmico (Eroglu, 2000). O aporte termico (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/mm);

E = Tensão (V);

I = Corrente (A);

S = Velocidade de soldagem (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 3.7. Os pontos mais próximos da junta sofrerão uma variação de temperatura devido à passagem da fonte de calor.

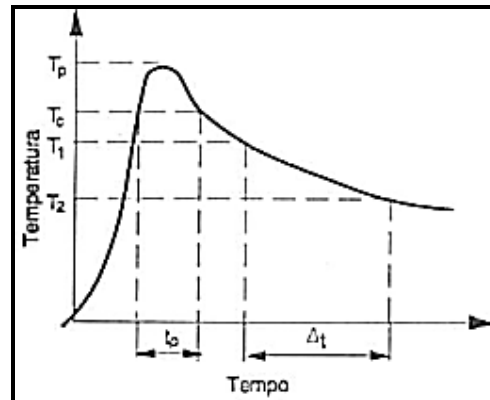


Figura 3.7 - Ciclo térmico de soldagem (Modenesi, 2004).

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 (t_p) acima de uma temperatura crítica (T_c), 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 3.8. Esta curva é conhecida como repartição térmica.

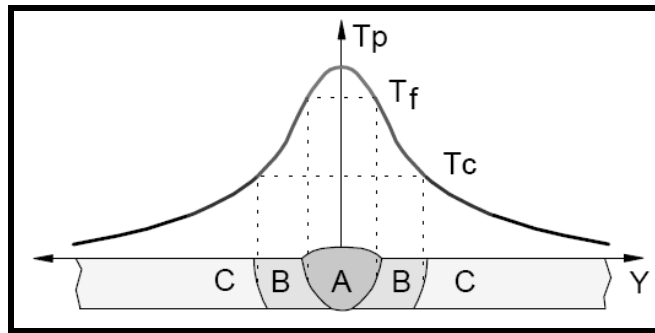


Figura 3.8 - Repartição térmica de uma solda (Modenesi, 2004).

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 junta em T resfria-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 termico e da temperatura inicial da peça e conseqüentemente a repartição térmica torna-se mais larga.

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 3.9.

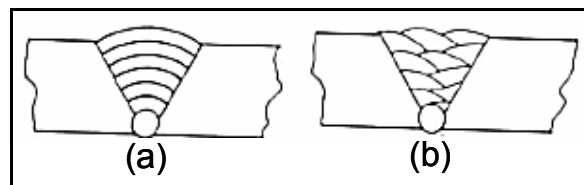


Figura 3.9 - As técnicas de soldagem de (a) trançar e (b) filetar (Meyer, 2001).

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 inoxidáveis austeníticos, 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.

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.

Para qualquer aço, a dureza atingida na ZTA depende diretamente da taxa de resfriamento e quanto maior a taxa de resfriamento mais facilmente se forma estrutura de característica frágil. Um importante fator que influencia 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 devido às superfícies pelo qual 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 3.10.

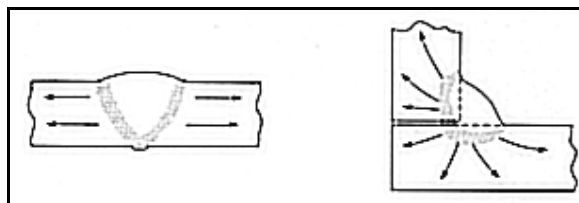


Figura 3.10 - Caminhos do fluxo de calor em juntas de topo e em ângulo. (Machado, 1998)

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

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.

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.

3.2.3 - 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 6655 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 se apresentam 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 metálica e precipitada.

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 pode 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.

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 (poderá atingir dureza de 63 – 67 HRc com altos teores de carbono). 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.

A martensita (metaestável) não é uma fase em equilíbrio nos aços e sua formação depende da composição química e taxa de resfriamento das regiões contendo austenita a alta temperatura, sua dureza é regida pela quantidade de carbono (Speich, 1992), mas a temperabilidade é, também, influenciada pela presença de elementos de liga e pelo tamanho de grão da austenita. Basicamente podem ser formados 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 de

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 3.11 e 3.12 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).

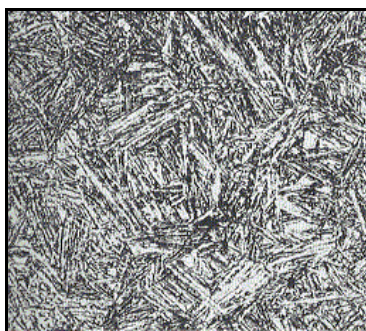


Figura 3.11 - Estrutura Martensítica em aço baixo carbono baixa Liga (Jiang, 2005).

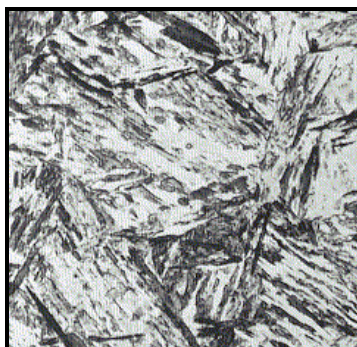


Figura 3.12 – Estrutura Martensítica Revenida em aço baixo carbono baixa liga (Jiang, 2005).

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 freqüentemente 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 deslocativo 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.

Segundo Edmonds(1992), em sua pesquisa, a bainita superior se forma a temperaturas mais baixa 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 . 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 carbeto 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).

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 2µm, 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 morfológicamente 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).

Estudos á respeito dos fatores que favorecem um aumento na formação da ferrita acicular, chegaram à 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).

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



Figura 4.1 – Esquema da célula de soldagem robotizada ArcWorld 1000.

Foi utilizada uma fonte de soldagem do fabricante HOBART, modelo ARC MASTER 351 conforme Figura 4.2. Essa é uma fonte de alimentação de corrente contínua (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 Ampéres/34 Volts para um ciclo de serviço de 100% para todos os modos de operação. Na Figura 4.3 é mostrada a curva característica da fonte.



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

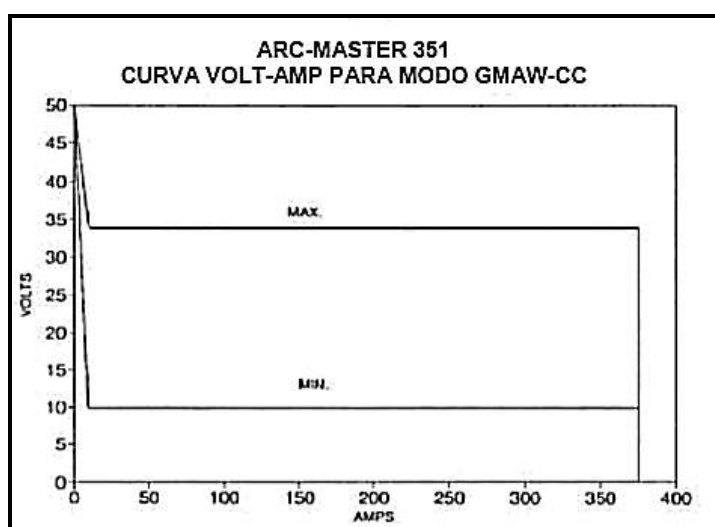


Figura 4.3 – Curva característica do modo MAG da fonte Hobart ARC-MASTER 351 – (Thermadyne, 1996).

A fonte possui 24 programas pré-estabelecidas de fábrica para uso com o modo MIG por pulsos. As programações 1 a 12 são para o modo padrão (STD) e as 13 a 24 são para o modo AVC

Para esse trabalho foi utilizado o programa do modo padrão (STD) 3, como pode ser visto na Tabela 4.1.

O modo AVC não é utilizado no chão de fábrica, por isso não foi analisado.

Tabela 4.1. Parâmetros utilizados na fonte de soldagem

Programação STD	Tipo de arame	Tamanho do arame,mm	Tpk (mseg)	Ipk (amps)	Bak (volts)
3	Aço médio	1,2	2,3	385	20

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 6 kg 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 seriam: eixo S (340° a $110^\circ/\text{s}$), eixo L (240° a $90^\circ/\text{s}$), eixo U (270° a $110^\circ/\text{s}$), eixo R (360° a $240^\circ/\text{s}$), eixo B (270° a $180^\circ/\text{s}$) e eixo T (400° a $400^\circ/\text{s}$).

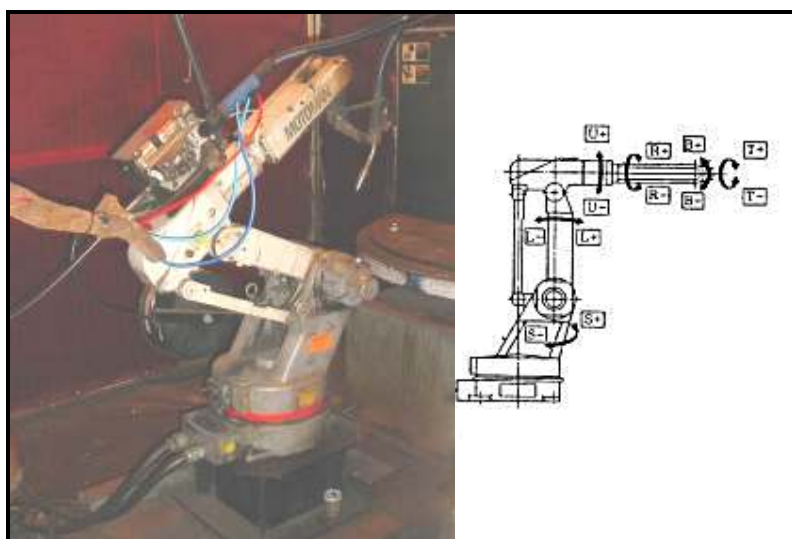


Figura 4.4 – Robô Motoman modelo K6.

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/h 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 100 kg.

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

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 usou-se apenas uma posição da mesa. A frente da célula de soldagem tem-se 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 modelo do forno é o K400 com temperatura máxima de trabalho de 1300°C, as dimensões da câmara são 400 mm 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 interpases, 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, 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 100 Kg. A especificação do arame de soldagem usado foi a AWS ER70 S6. 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.

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 6655 LN28.

O aço ABNT 6655 LN28 possui em sua composição química, conforme NBR 6655, fornecido pelo certificado de qualidade do material, 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 fornecido pelo certificado de qualidade do material 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 carbono equivalente (CE) do aço ABNT 6655 LN28 e SAE 8620 são respectivamente 0,42 e 0,65.

De acordo com o certificado de qualidade do material, fornecido pelo fabricante, o limite de resistência a ruptura do aço ABNT 6655 LN28 é de 410 a 560 MPa e o limite de resistência a ruptura do aço SAE 8620 é de 540 a 635 MPa. A tenacidade esperada para os aços 6655 LN28 e SAE 8620, são respectivamente: 37 Joule e 26 Joule a -30°C.

As dimensões da junta e do corpo de prova foram baseados na Norma AWS D1.1(2004) 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 nas Figuras 4.6 e 4.7 e todos os corpos de provas foram cortados com serra fita.

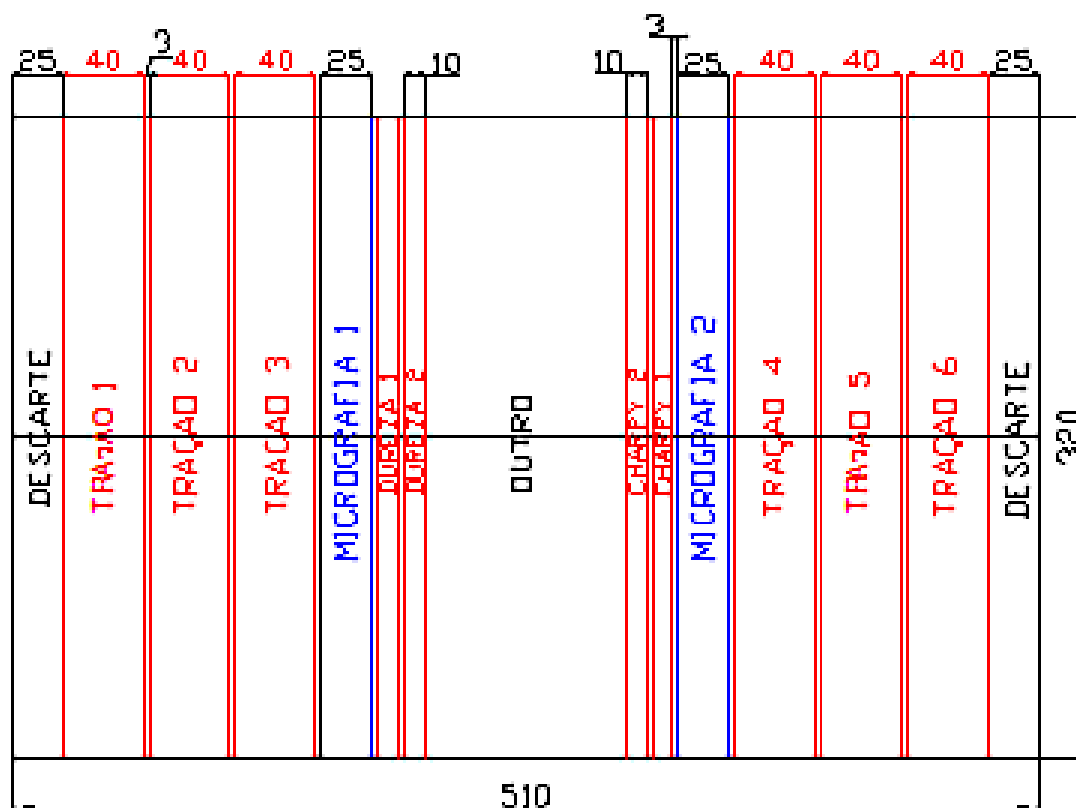


Figura 4.6 – Dimensões do corpo de prova de soldagem.

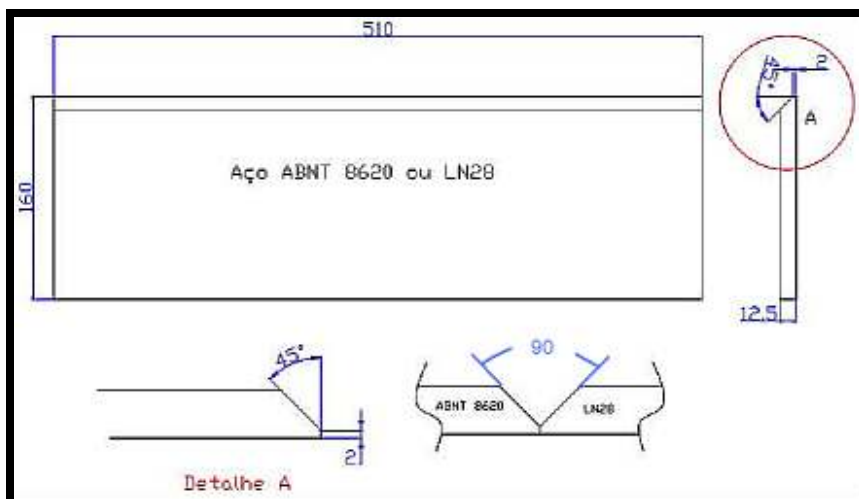


Figura 4.7 – Dimensões da junta.

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 SAE 8620 e o metal de solda e as fotomicrografias foram obtidas utilizando-se um microscópio ótico 800X LBM 014 Olympus CB.

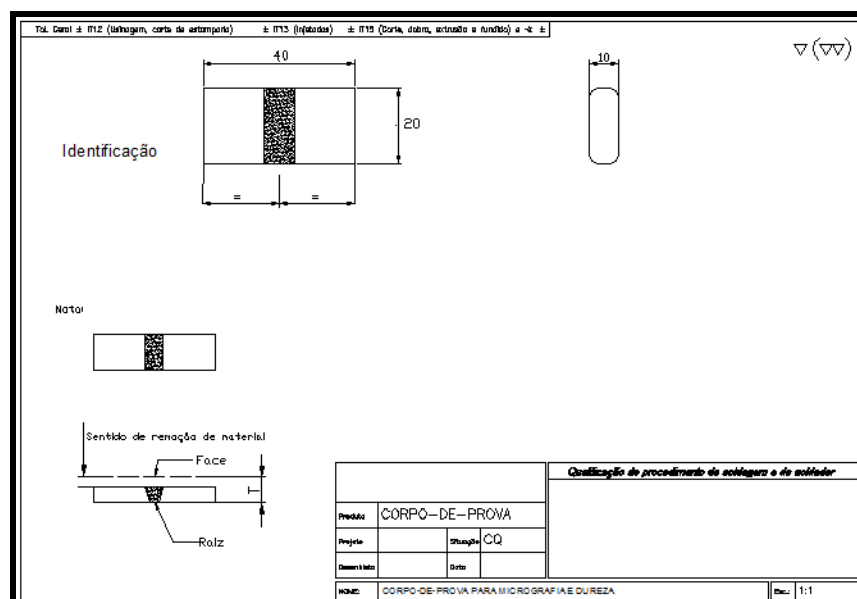


Figura 4.8 – Corpo de prova de Micrografia.

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.

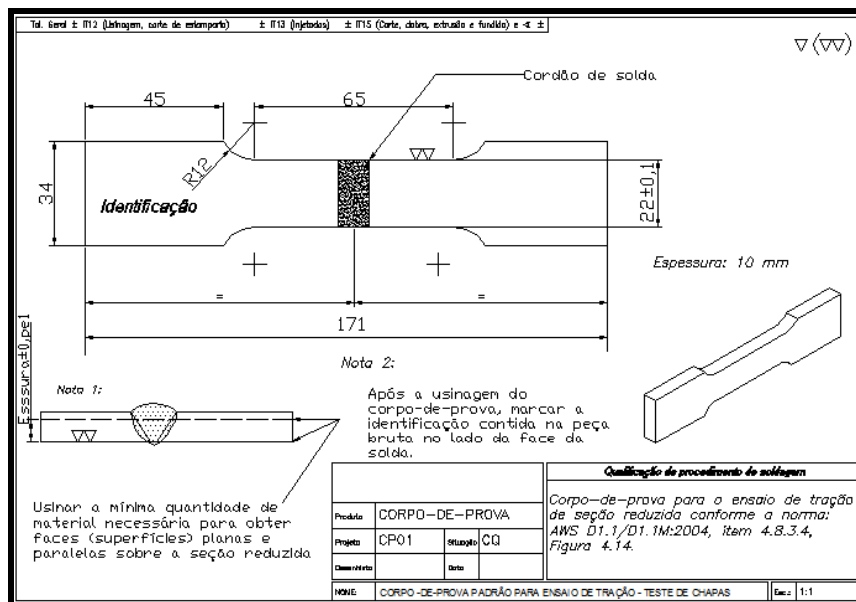


Figura 4.9 – Corpo de prova para ensaio de tração.

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 SAE 8620, sendo que sua posição era perpendicular á direção de soldagem e na face de entrada da solda no referido corpo de prova, determinadas através de ensaios de macrografia.

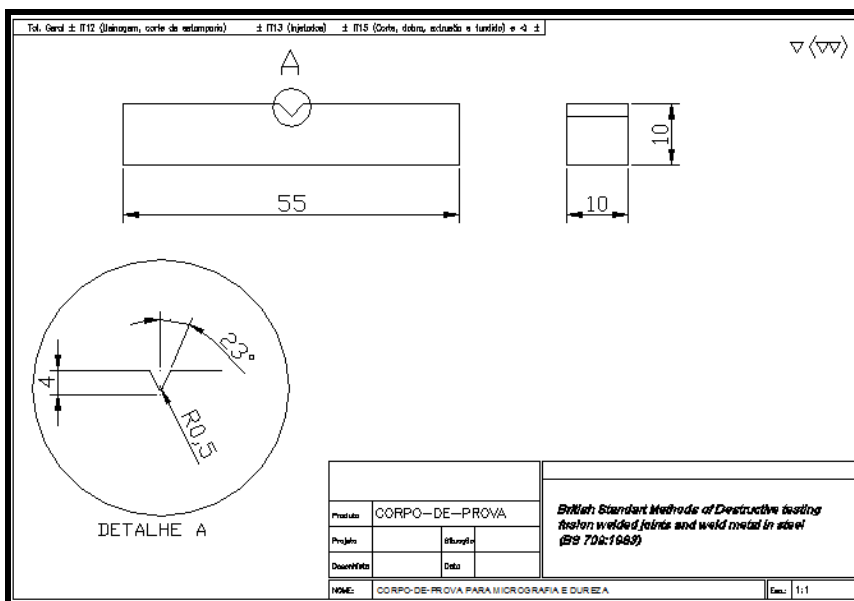


Figura 4.10 – Corpo de prova para ensaio de impacto.

Também foram extraídos 2 corpos de prova para ensaio de dureza (Hv_5) em cada corpo de prova de soldagem, foram feitas 6 medições de dureza na ZTA do aço SAE 8620 e 6 medições de dureza na ZTA do aço 6655 LN28 para cada corpo de prova de dureza, no total foram feitas 108 medições de dureza na ZTA do aço SAE 8620 e 108 medições de dureza na ZTA do aço ABNT 6655 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 SAE 8620 e 18 médias para a ZTA do aço ABNT 6655 LN28.

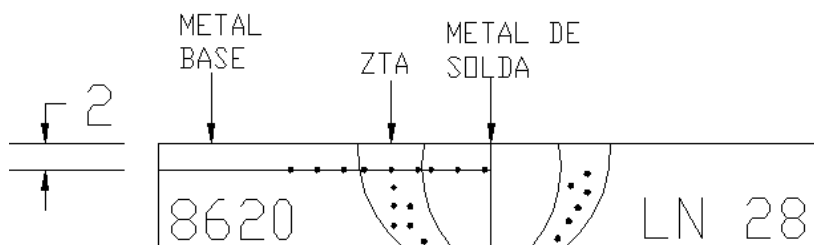


Figura 4.11 – Corpo de prova para ensaio de dureza.

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 se utilizou do tecimento. Foi mantido praticamente o mesmo aporte térmico 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.

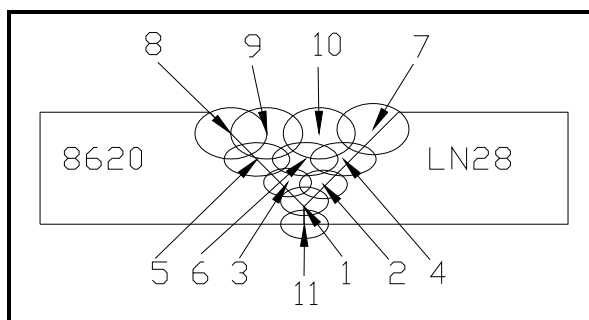


Figura 4.13 – Seqüência de passes utilizada no processo de soldagem dos corpos de prova.



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 interpasses estivesse abaixo da temperatura de pré-aquecimento definida para o respectivo corpo de prova. A temperatura interpasses chegava a níveis inferiores à 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 interpasses.



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 se faz 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 se tem que garantir que a 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 utilizadas para cada corpo de provas são os mostrados nas Tabelas de 4.2 a 4.4, 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 escolheram-se parâmetros que permitissem uma soldagem isenta de defeitos como mordeduras, falta de fusão ou penetração e outros.

Tabela 4.2 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados à temperatura ambiente.

Temperatura Ambiente (sem pré-aquecimento)					
Corpo de prova nº 1		Corpo de prova nº 2		Corpo de prova nº 3	
Tensão	21	Tensão	19	Tensão	19
Corrente	215	Corrente	211	Corrente	211
Velocidade	45	Velocidade	40	Velocidade	44
Amplitude	2	Amplitude	2	Amplitude	0
Frequencia	4	Frequencia	4	Frequencia	0
Tecimento		Tecimento		Tecimento	
Heat input (J/mm)	6020	Heat input (J/mm)	6014	Heat input (J/mm)	5467
Passe de raiz	X	Passe de raiz	X	Passe de raiz	X
Passes de enchimento	X	Passes de enchimento	X	Passes de enchimento	X

Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem utilizados com os corpos de prova soldados à temperatura de pré-aquecimento de 120 °C.

Temperatura de pré-aquecimento de 120° C							
		PASSE	Mínima	Máxima		Média de temp.	ΔT
Corpo de prova nº 04		1	120	132		126	12
Tensão (V)	21	2	122	139		131	17
Corrente (A)	215	3	128	136		132	8
Velocidade (mm/min)	45	4	125	132		129	7
Amplitude (mm)	2	5	118	139		129	21
Frequência (Hz)	4	6	126	149		138	23
Tecimento		7	126	149		138	23
Heat input (J/mm)	6020	8	126	149		138	23
Passe de raiz	X	9	124	142		133	18
Passes de enchimento	X	10	133	149		141	16
		11	120	135	Novo pré-aq	128	15
Corpo de prova nº 05		1	109	136		123	27
Tensão (V)	19	2	124	136		130	12
Corrente (A)	211	3	126	140		133	14
Velocidade (mm/min)	40	4	125	140		133	15
Amplitude (mm)	2	5	126	140		133	14
Frequência (Hz)	4	6	125	132		129	7
Tecimento		7	128	140		134	12
Heat input (J/mm)	6014	8	126	142		134	16
Passe de raiz	X	9	124	139		132	15
Passes de enchimento	X	10	128	140		134	12
		11	100	125	Novo pré-aq	113	25
Corpo de prova nº 06		1	121	131		126	10
Tensão (V)	19	2	132	140		136	8
Corrente (A)	211	3	123	137		130	14
Velocidade (mm/min)	44	4	121	127		124	6
Amplitude (mm)	0	5	119	123		121	4
Frequência (Hz)	0	6	131	138		135	7
Tecimento		7	111	117		114	6
Heat input (J/mm)	5467	8	110	120		115	10
Passe de raiz	X	9	120	125		123	5
Passes de enchimento	X	10	135	140		138	5
		11	140	145	Novo pré-aq	143	5

Tabela 4.4 – 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						
Temperatura 230°C		P	Mínima	Máxima		Média de temp.
Corpo de prova nº 07		1	218	230		224
Tensão (V)	21	2	216	236		226
Corrente (A)	215	3	210	223		217
Velocidade (mm/min)	45	4	205	212		209
Amplitude (mm)	2	5	203	210		207
Frequência (Hz)	4	6	219	230	Novo pré-aq	225
Tecimento		7	210	220		215
Heat input (J/mm)	6020	8	220	230	Novo pré-aq	225
Passe de raiz	X	9	231	242		237
Passes de enchimento	X	10	222	233		228
		11	200	210	Novo pré-aq	205
Corpo de prova nº 08		1	200	216		208
Tensão (V)	19	2	215	225		220
Corrente (A)	211	3	208	222		215
Velocidade (mm/min)	40	4	206	221		214
Amplitude (mm)	2	5	209	220	Novo pré-aq	215
Frequência (Hz)	4	6	206	218		212
Tecimento		7	210	224		217
Heat input (J/mm)	6014	8	189	205		197
Passe de raiz	X	9	206	217		212
Passes de enchimento	X	10	204	216		210
		11	200	211	Novo pré-aq	206
Corpo de prova nº 09		1	206	220		213
Tensão (V)	19	2	206	216		211
Corrente (A)	211	3	207	218		213
Velocidade (mm/min)	44	4	208	219	Novo pré-aq	214
Amplitude (mm)	0	5	205	216		211
Frequência (Hz)	0	6	210	220		215
Tecimento		7	213	220		217
Heat input (J/mm)	5467	8	202	220		211
Passe de raiz	X	9	204	218		211
Passes de enchimento	X	10	212	218		215
		11	220	226	Novo pré-aq	223

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.

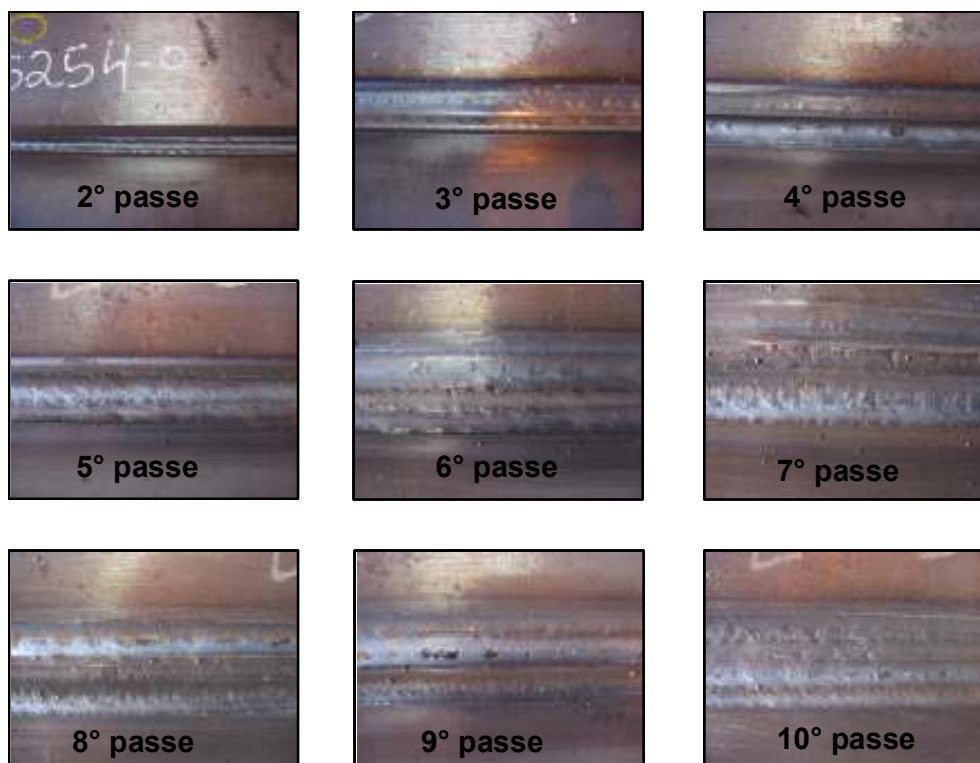


Figura 4.20 – Corpo de prova após a execução dos passes de soldagem de 2 a 10.



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 análise metalográfica.

4.10 – Ensaio 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 analisaram-se apenas os resultados do limite de resistência à tração obtida 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_5), usando um penetrador em formato de pirâmide de 136° e carga de 5 kgf. A localização das medições já foram mostradas na Figura 4.11.

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 devidos 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 utilizaram-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 micrografia entre os metais base (SAE 8620) e adição sob as diferentes condições de pré-aquecimento e tecimento na soldagem dos corpos de prova.

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 – Micrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento ZIGZAG.

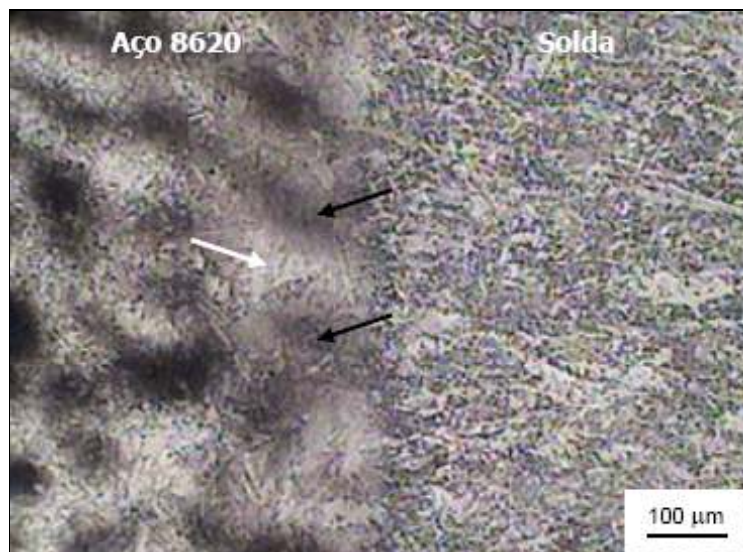


Figura 5.2 – Micrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento ZIGZAG.

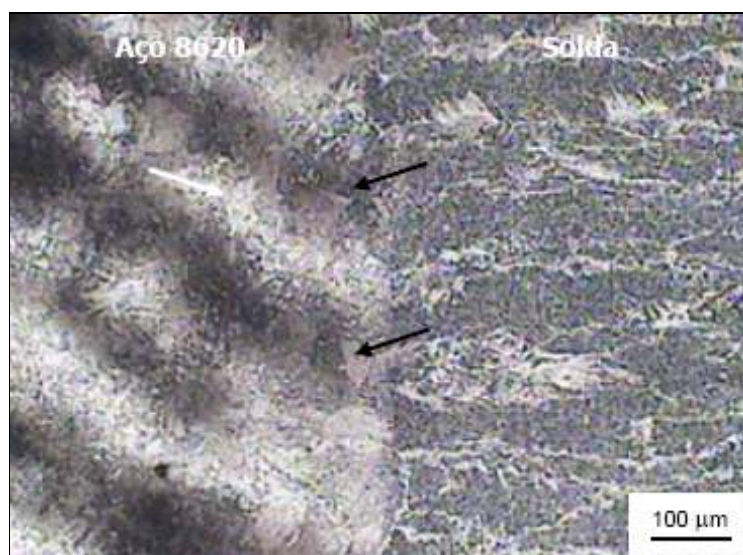


Figura 5.3 – Micrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento VAIVEM.

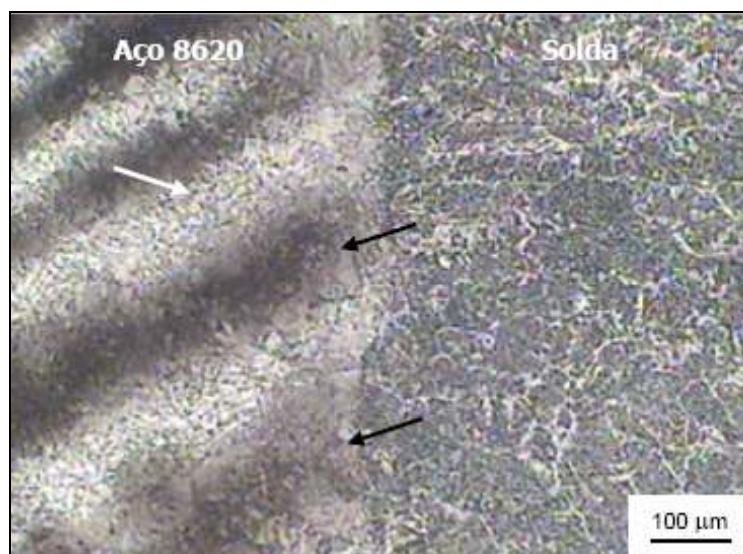


Figura 5.4 – Micrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e tecimento VAIVEM.

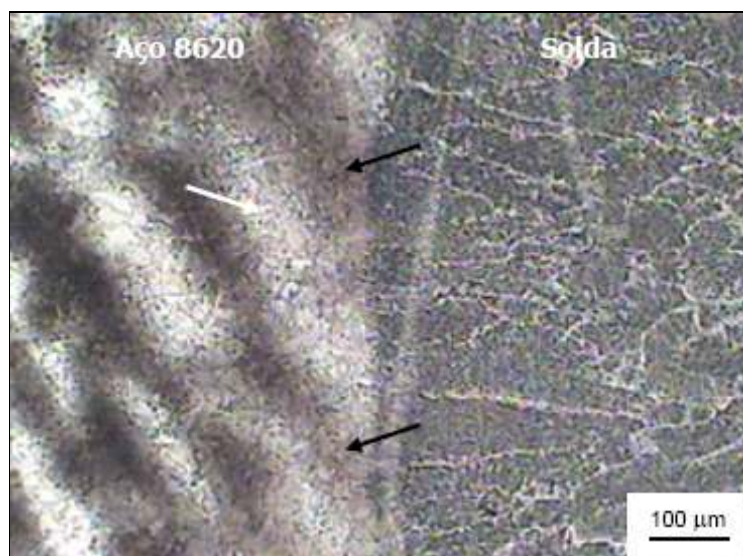


Figura 5.5 – Micrografia A de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e sem tecimento.

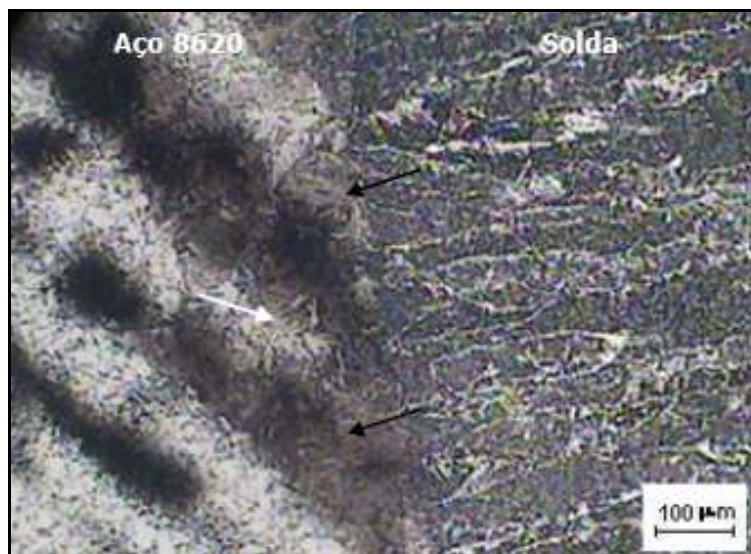


Figura 5.6 – Micrografia B de corpo de prova soldado a temperatura ambiente e sem tecimento.

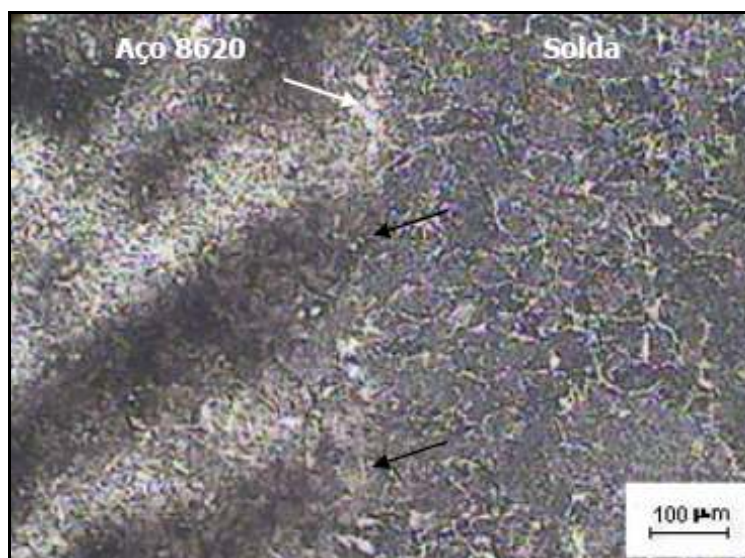


Figura 5.7 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento ZIGZAG.

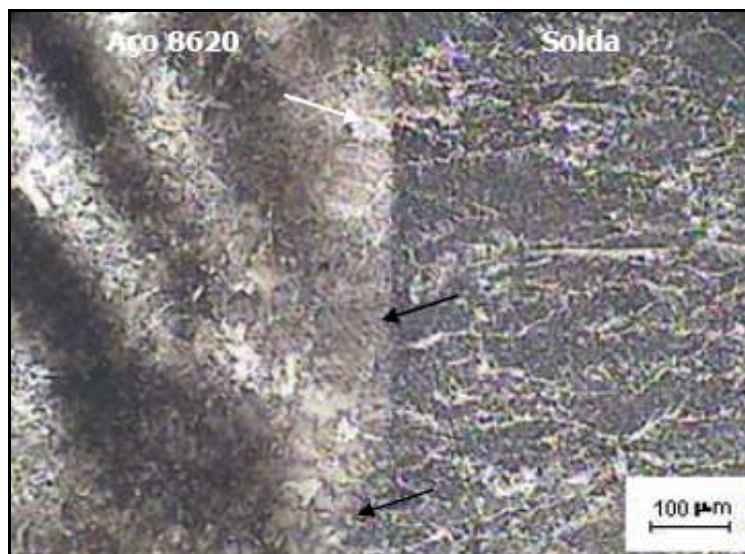


Figura 5.8 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento ZIGZAG.

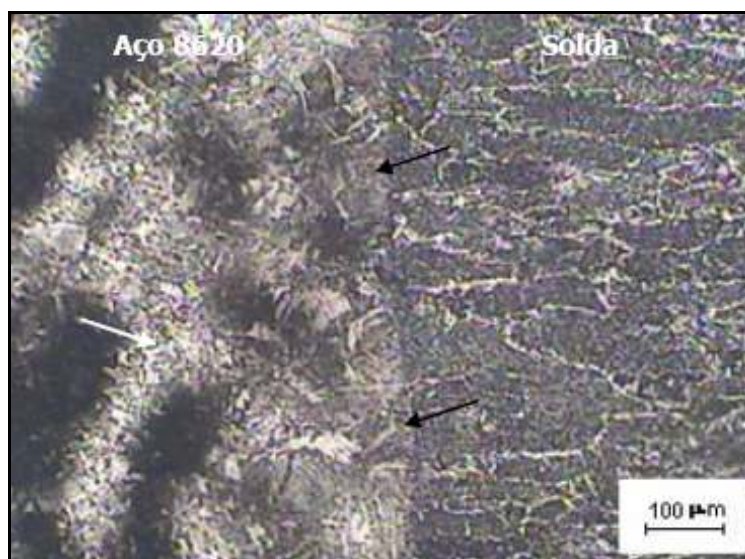


Figura 5.9 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento VAIVEM.

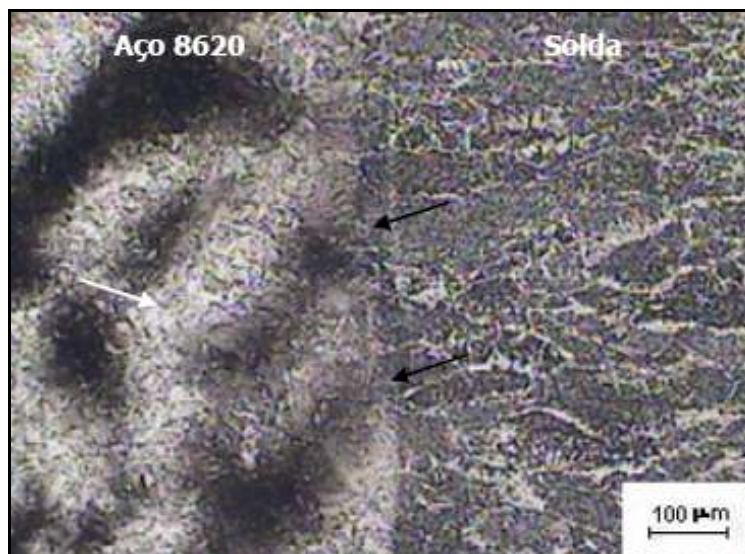


Figura 5.10 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e com tecimento VAIVEM.



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

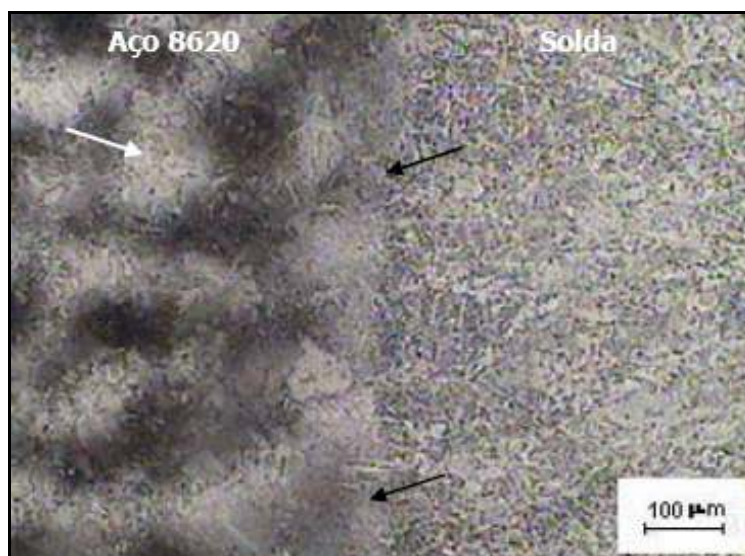


Figura 5.12 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e sem tecimento.

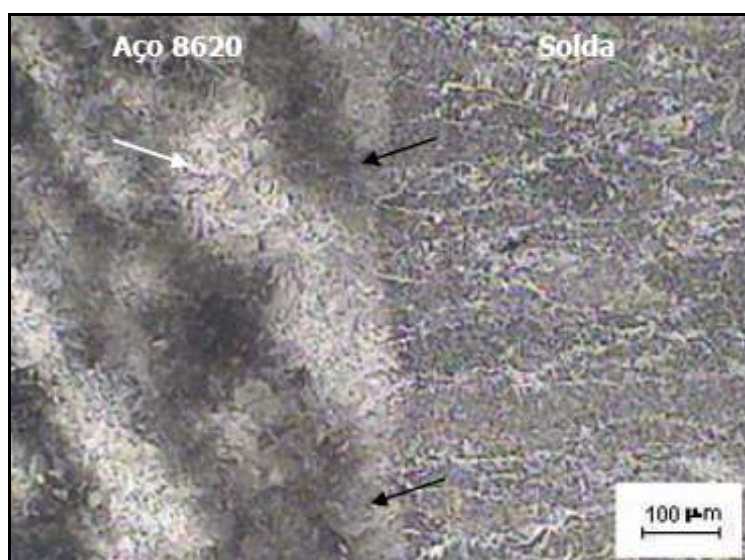


Figura 5.13 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento ZIGZAG.

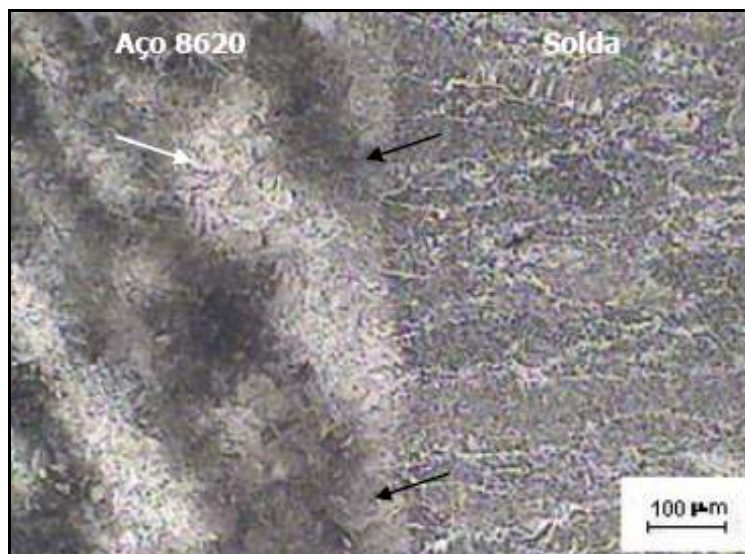


Figura 5.14 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento ZIGZAG.

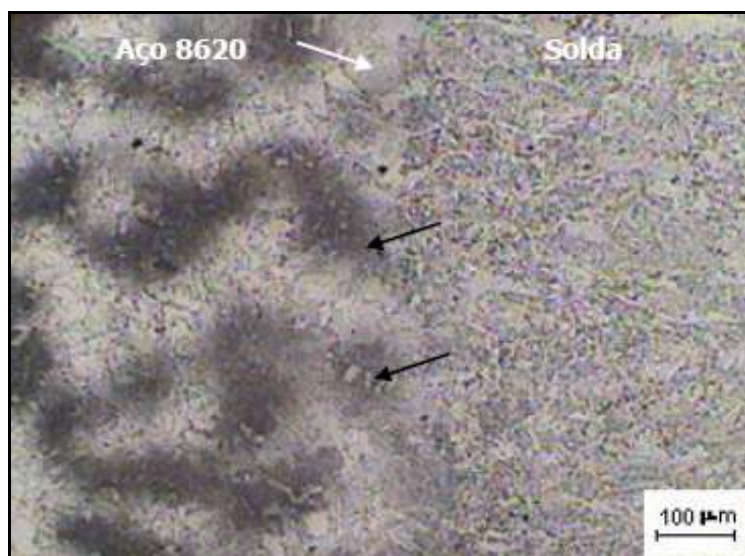


Figura 5.15 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento VAIVEM.

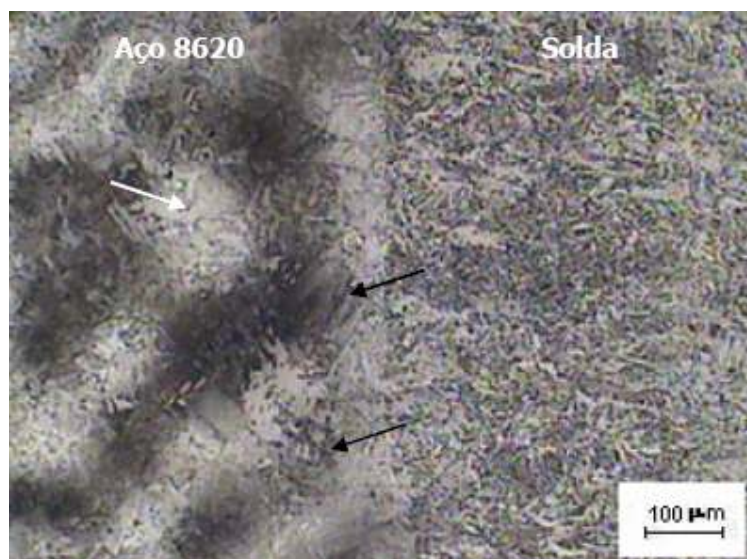


Figura 5.16 – Fotomicrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e com tecimento VAIVEM.

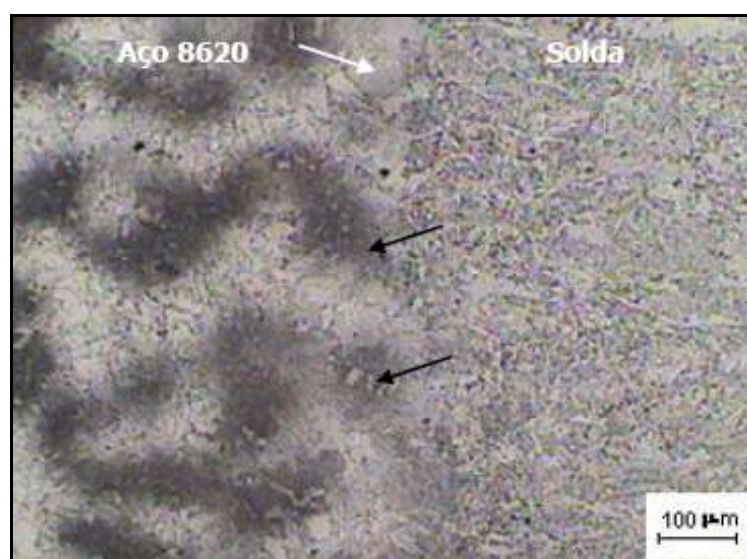


Figura 5.17 – Micrografia A de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e sem tecimento.

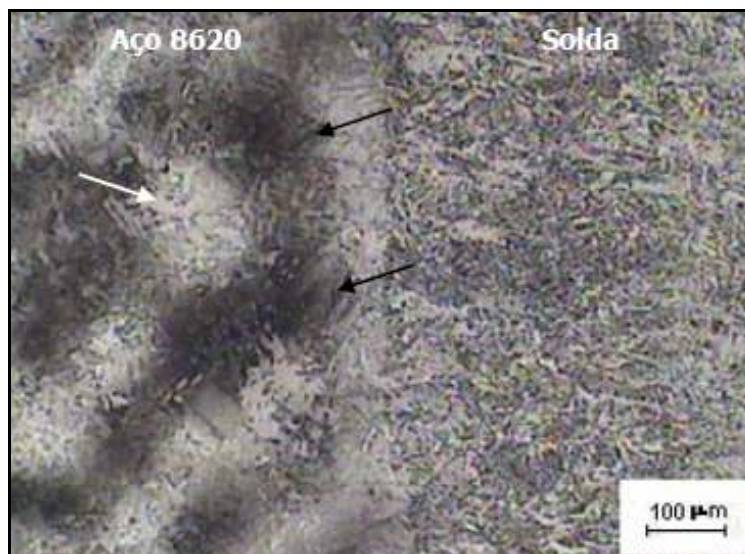


Figura 5.18 – Micrografia B de corpo de prova soldado com temperatura de pré-aquecimento de 220°C e sem tecimento.

As Tabelas de 5.1 a 5.9 mostram os resultados dos ensaios de tração nos corpos de prova de 01 a 09.

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	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	504,6	51,4	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	482,7	49,2	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	490,6	50,0	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	510,7	52,1	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	505,5	51,5	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	517,5	52,8	Metal de base (LN28)	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	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	511,1	52,1	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	445,1	45,4	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	450,1	45,9	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	456,9	46,6	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	452,8	46,2	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	459,1	46,8	Metal de base (LN28)	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 - CONTINUO sem pré-aquecimento				
Corpo de Prova	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	442,4	45,1	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	453,1	46,2	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	443,9	45,3	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	445,5	45,4	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	437,6	44,6	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	454,0	46,3	Metal de base (LN28)	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	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	453,7	46,3	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	460,8	47,0	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	458,4	46,7	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	457,4	46,6	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	459,7	46,9	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	459,0	46,8	Metal de base (LN28)	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	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	463,5	47,3	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	461,4	47,0	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	459,6	46,9	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	455,4	46,4	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	453,8	46,3	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	449,1	45,8	Metal de base (LN28)	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 - CONTINUO com pré-aquecimento a 120 C				
Corpo de Prova	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	437,4	44,6	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	437,3	44,6	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	441,2	45,0	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	435,1	44,4	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	433,3	44,2	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	438,4	44,7	Metal de base (LN28)	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	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	446,8	45,6	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	447,8	45,7	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	443,2	45,2	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	450,5	45,9	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	448,4	45,7	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	451,4	46,0	Metal de base (LN28)	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 - VAIVEM com pré-aquecimento a 220 C				
Corpo de Prova	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	460,5	46,9	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	521,4	53,2	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	458,8	46,8	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	460,9	47,0	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	455,3	46,4	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	458,8	46,8	Metal de base (LN28)	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 - CONTINUO com pré-aquecimento a 220 C				
Corpo de Prova	Limite de Resistência a tração (MPa)	Limite de Resistência a tração (kgf/mm²)	Localização da Fratura	Tipo de Fratura
1	515,3	52,5	Metal de base (LN28)	Dúctil
2	514,6	52,5	Metal de base (LN28)	Dúctil
3	513,7	52,4	Metal de base (LN28)	Dúctil
4	513,7	52,4	Metal de base (LN28)	Dúctil
5	522,6	53,3	Metal de base (LN28)	Dúctil
6	525,2	53,5	Metal de base (LN28)	Dúctil

Para a análise dos resultados dos ensaios de tração no que diz respeito aos valores do limite de resistência à tração encontrados, foram utilizados métodos estatísticos. A primeira análise feita foi uma análise global comparando-se as médias obtidas quanto ao Limite de Resistência à 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 à Tração (Kgf/mm ²)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	51,44	46,25	45,55
I	49,2	46,97	45,65
I	50,01	46,73	45,18
I	52,06	46,63	45,92
I	51,53	46,86	45,71
I	52,75	46,79	46,01
II	52,1	47,25	46,94
II	45,37	47,03	53,15
II	45,88	46,85	46,77
II	46,57	46,42	46,98
II	46,16	46,26	46,41
II	46,8	45,78	46,77
III	45,1	44,59	52,53
III	46,19	44,58	52,46
III	45,25	44,97	52,36
III	45,41	44,35	52,37
III	44,61	44,17	53,27
III	46,28	44,69	53,54

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 às interações, aplica-se o teste de Tukey para verificar entre quais delas existe diferença significativa e nesse caso verifica-se que as interações que apresentassem diferença entre si de $D=2,52$ poderiam ser consideradas significativas. Do total de 36 interações possíveis, 16 foram consideradas não significativas e 20 significativas. A maior diferença encontrada ou a mais significativa foi na interação ao soldar utilizando o processo CONTÍNUO com temperatura de pré-aquecimento de 120°C e 220°C. A menor diferença encontrada ou menos significativa foi na interação ao soldar na temperatura de pré-aquecimento de 120°C entre o processo VAIVEM e ZIGZAG.

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

Anova: fator duplo com repetição

RESUMO	T amb	T 120°C	T 220°C	Total
Contagem	6	6	6	18
Soma	307	280,23	274,02	861,2
Média	51,17	46,705	45,67	47,85
Variância	1,743	0,0629	0,0869	6,575

Contagem	6	6	6	18
Soma	282,9	279,59	287,02	849,5
Média	47,15	46,598	47,837	47,19
Variância	6,145	0,2981	6,8161	4,171

Contagem	6	6	6	18
Soma	272,8	267,35	316,53	856,7
Média	45,47	44,558	52,755	47,6
Variância	0,421	0,0765	0,2647	14,46

Contagem	18	18	18
Soma	862,7	827,17	877,57
Média	47,93	45,954	48,754
Variância	8,484	1,1618	11,412

ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Processo	3,903	2	1,9515	1,104	0,34045524	3,20432
Temperatura	74,52	2	37,26	21,07	3,48237E-07	3,20432
Interações	274,5	4	68,627	38,81	4,76325E-14	2,57874
Dentro	79,57	45	1,7682			
Total	432,5	53				

Como foi comprovada a existência de interação, não se pode testar globalmente a influência das classificações segundo os processos e segundo as temperaturas de pré-aquecimento, pode-se 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 5.28 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%.

A Tabela 5.12 mostra os valores do limite de resistência à tração obtida soldando-se com processo ZIGZAG nas temperaturas de pré-aquecimento.

Tabela 5.12 – Limite de resistência à tração no processo ZIGZAG X temperatura de pré-aquecimento.

PROCESSO	Limite de Resistência à Tração (kgf/mm ²)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
ZIGZAG	51,4	46,3	45,6
	49,2	47,0	45,7
	50,0	46,7	45,2
	52,1	46,6	45,9
	51,5	46,9	45,7
	52,8	46,8	46,0

Da Tabela 5.13, pode-se concluir, levando-se em conta que $F > F_{crítico}$, que existe diferença significativa entre as médias do limite de resistência à tração obtidas sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento quando soldamos os corpos de prova através do processo ZIGZAG. A maior propriedade foi obtida na temperatura ambiente.

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

Anova: fator único

RESUMO				
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
T amb	6	306,99	51,17	1,74
T 120°C	6	280,23	46,71	0,06
T 220°C	6	274,02	45,67	0,09

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	102,32	2	51,16	81,06	9,09E-09	3,68
Dentro dos grupos	9,47	15	0,63			
Total	111,78	17				

A Tabela 5.14 mostra os valores do limite de resistência à tração obtida soldando-se com processo VAIVEM nas temperaturas de pré-aquecimento.

Tabela 5.14 – Limite de resistência à tração no processo VAIVEM X temperatura de pré-aquecimento

PROCESSO	Limite de Resistência à Tração (kgf/mm2)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
VAIVEM	52,1	47,3	46,9
	45,4	47,0	53,2
	45,9	46,9	46,8
	46,6	46,4	47,0
	46,2	46,3	46,4
	46,8	45,8	46,8

Da Tabela 5.15, podemos concluir que não existe diferença significativa entre as médias do limite de resistência à tração encontrada soldando-se sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento e utilizando-se o processo VAIVEM. Essa conclusão é embasada no fato de F ser menor que $F_{crítico}$.

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

Anova: fator único

RESUMO				
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
T amb	6	282,88	47,15	6,14
T 120°C	6	279,59	46,60	0,30
T 220°C	6	287,02	47,84	6,82

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	4,62	2	2,31	0,52	0,603313135	3,68
Dentro dos grupos	66,29	15	4,42			
Total	70,91	17				

A Tabela 5.15 mostra os valores do limite de resistência à tração obtida soldando-se com processo CONTÍNUO nas temperaturas de pré-aquecimento.

Tabela 5.16 – Limite de resistência à tração no processo CONTÍNUO X temperatura de pré-aquecimento

PROCESSO	Limite de Resistência à Tração (kgf/mm2)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
CONTINUO	45,1	44,6	52,5
	46,2	44,6	52,5
	45,3	45,0	52,4
	45,4	44,4	52,4
	44,6	44,2	53,3
	46,3	44,7	53,5

Da Tabela 5.17, conclui-se que existe diferença significativa entre os processos quando se solda no processo CONTÍNUO sob várias temperaturas de pré-aquecimento. Os melhores resultados foram obtidos na soldagem a temperatura de 220°C.

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

Anova: fator único

RESUMO				
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
T amb	6	272,84	45,47	0,42
T 120°C	6	267,35	44,56	0,08
T 220°C	6	316,53	52,76	0,26

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	242,09	2	121,05	476,71	2,66197E-14	3,68
Dentro dos grupos	3,81	15	0,25			
Total	245,90	17				

A Tabela 5.18 mostra os valores do limite de resistência à tração obtida soldando-se com temperatura ambiente nos processos.

Tabela 5.18 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura ambiente x Processos.

Temperatura	Limite de Resistência à Tração (kgf/mm2)		
	I	II	III
T Amb	51,4	52,1	45,1
	49,2	45,4	46,2
	50,0	45,9	45,3
	52,1	46,6	45,4
	51,5	46,2	44,6
	52,8	46,8	46,3

Da Tabela 5.19, conclui-se que quando se soldou na temperatura ambiente, existe diferença significativa entre os processos, sendo que os melhores resultados foram obtidos soldando-se no processo ZIGZAG. Essa diferença é considerada significativa, pois $F > F_{crítico}$.

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

Anova: fator único

RESUMO				
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
I	6	306,99	51,17	1,74
II	6	282,88	47,15	6,14
III	6	272,84	45,47	0,42

ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	102,68	2	51,34	18,54	8,82837E-05	3,68
Dentro dos grupos	41,54	15	2,77			
Total	144,23	17				

A Tabela 5.20 mostra os valores do limite de resistência à tração obtida soldando-se com temperatura 120°C nos processos.

Tabela 5.20 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura 120°C x Processos.

Temperatura	Limite de Resistência à Tração (kgf/mm2)		
	I	II	III
T 120°C	46,3	47,3	44,6
	47,0	47,0	44,6
	46,7	46,9	45,0
	46,6	46,4	44,4
	46,9	46,3	44,2
	46,8	45,8	44,7

Da Tabela 5.21, conclui-se que soldando com temperatura de pré-aquecimento de 120°C, existem diferenças significativas entre os processos, sendo que os melhores resultados foram obtidos para o processo ZIGZAG. Considera-se a diferença significativa, pois $F > F_{crítico}$.

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	280,23	46,71	0,06
II	6	279,59	46,60	0,30
III	6	267,35	44,56	0,08

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	17,56	2,00	8,78	60,21	6,80629E-08	3,68
Dentro dos grupos	2,19	15,00	0,15			
Total	19,75	17,00				

A Tabela 5.22 mostra os valores do limite de resistência à tração obtida soldando-se com temperatura 220°C nos processos.

Tabela 5.22 – Saída de dados da Análise de Variância Temperatura 220°C x Processos.

Temperatura	Limite de Resistência à Tração (kgf/mm ²)		
	I	II	III
T 220°C	45,6	46,9	52,5
	45,7	53,2	52,5
	45,2	46,8	52,4
	45,9	47,0	52,4
	45,7	46,4	53,3
	46,0	46,8	53,5

Da Tabela 5.23, conclui-se que existem diferenças significativas entre os processos ao soldar com temperatura de pré-aquecimento de 220°C. Os melhores resultados foram obtidos na soldagem com o processo CONTÍNUO. As diferenças são significativas já que $F > F_{crítico}$.

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

Anova: fator único

RESUMO					
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	
I	6	274,02	45,67	0,09	
II	6	287,02	47,84	6,82	
III	6	316,53	52,76	0,26	

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	158,16	2	79,08	33,10	3,15547E-06	3,68
Dentro dos grupos	35,84	15	2,39			
Total	194,00	17				

Apesar dos tratamentos estatísticos e a Figura 5.19 mostrarem que existem diferenças significativas entre as médias de tensão de ruptura obtidas nos resultados dos ensaios de tração deve-se levar em conta que as tensões de ruptura dos aços ABNT 6655 LN28 e SAE 8620, são respectivamente: 410 a 560 MPa (485 MPa em média) e 540 a 635 MPa (587,5 MPa em média) e que todos os corpos de prova romperam na região do material de base composta pelo ABNT 6655 LN28, o aspecto da fratura foi dúctil e que nenhum valor de tensão de ruptura ficou fora da faixa esperada de tensão para o ABNT 6655 LN 28, pode-se dizer que os valores esperados para a resistência a tração da junta são satisfatórios em todas as interações realizadas no ensaio.

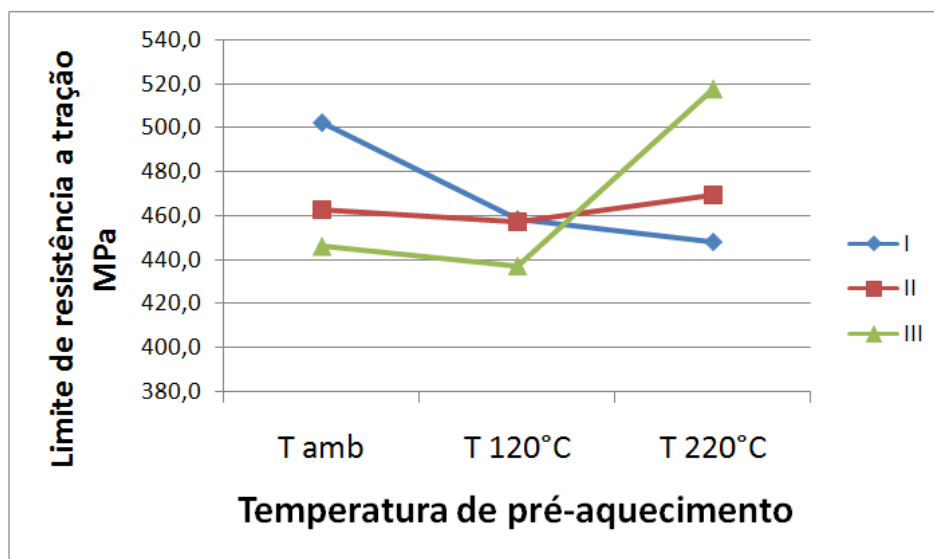


Figura 5.19 – Resumo das interações da média do Limite de Resistência à Tração (MPa) x Temperatura.

Os resultados do ensaio de tração mostram que não houve 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 6655 LN28, logo a resistência a tração da junta está limitada a resistência mecânica do aço ABNT 6655 LN 28.

Perez (2007) obteve resultados próximos, soldando com corrente contínua sem pulsação de arco, utilizando processo CONTINUO (sem tecimento) obteve-se uma tendência de queda do limite de resistência enquanto no presente trabalho ocorreu um ligeiro aumento do limite de resistência, principalmente para temperatura de pré-aquecimento de 220°C. Isso pode ter ocorrido devido à similaridade do aporte térmico, mesmas espessuras, material e junta.

Quanto ao tecimento por ZIGZAG e VAIVEM no trabalho de Perez (2007) ocorreu uma tendência de aumento enquanto com pulsação de arco e mesmos tipos de tecimentos ocorreu uma queda do limite de resistência. Apesar de que estatisticamente não ocorreu significância, isso pode ser justificado que o rompimento dos corpos de prova terem ocorrido no aço ABNT 6655 LN28 fora da ZTA.

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	71	96	110
I	47	141	120
II	82	51	38
II	77	57	67
III	65	47	98
III	71	84	141

A Tabela de 5.25 ilustra respectivamente a análise dos dados fornecidos pelo Microsoft Excel, em todas as análises foi utilizado o nível de significância de 1%.

Como não foi comprovada a existência de interações, pois o valor $F(4,52)$ para as interações é menor do que F crítico (6,42) pode-se testar globalmente a influência das classificações segundo os processos e segundo as temperaturas de pré-aquecimento. (Neto, 1994). Pode-se afirmar que não foram encontradas diferenças significativas entre o processo e a temperatura, pois F é menor do que F crítico. Considerando-se então apenas as médias dos resultados do ensaio de impacto em função da variação das temperaturas de pré-aquecimento, mostrou que os melhores resultados foram obtidos à medida que se aumentaram a temperatura de pré-aquecimento, como podemos verificar na Tabela 5.26.

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

Anova: fator duplo com repetição

RESUMO	T amb	T 120°C	T 220°C	Total
/				
Contagem	2	2	2	6
Soma	118	237	230	585
Média	59	118,5	115	97,5
Variância	288	1012,5	50	1161,9
//				
Contagem	2	2	2	6
Soma	159	108	105	372
Média	79,5	54	52,5	62
Variância	12,5	18	420,5	274,4
///				
Contagem	2	2	2	6
Soma	136	131	239	506
Média	68	65,5	119,5	84,3333
Variância	18	684,5	924,5	1068,67
Total				
Contagem	6	6	6	
Soma	413	476	574	
Média	68,8333	79,3333	95,6667	
Variância	148,167	1289,87	1401,07	

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Processo	3864,78	2	1932,39	5,07263	0,03348	8,02151731
Temperatura	2194,11	2	1097,06	2,87983	0,10796	8,02151731
Interações	6902,22	4	1725,56	4,52968	0,028	6,422085458
Dentro	3428,5	9	380,944			
Total	16389,6	17				

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

Processo / Temperatura	Tenacidade (J)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	92	119	115
II	80	54	53
III	68	66	120

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

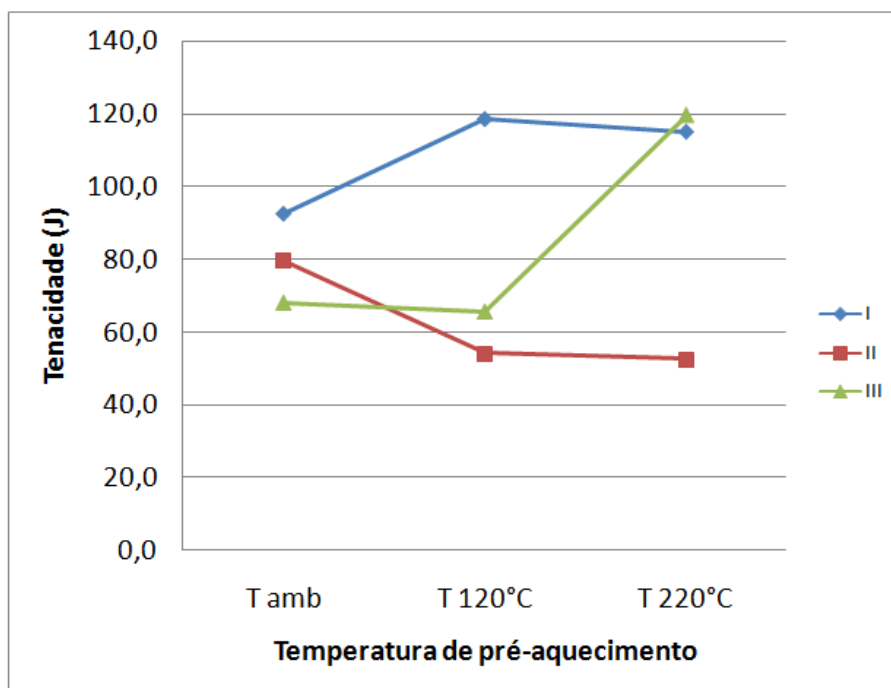


Figura 5.20 – Resumo das interações da média da Tenacidade (J) x Temperatura.

Devido à quantidade de corpos de prova analisada e os tratamentos estatísticos mostrarem que existem diferenças significativas entre as tenacidades obtidas nos resultados dos testes de impacto deve-se levar em conta que a tenacidade do aço ABNT 6655 LN28 e SAE 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.

Segundo Perez (2007), obteve-se diferença significativa entre as tenacidades em função do tipo de tecimento, à medida que aumentou-se a temperatura de pré-aquecimento. Entretanto com pulsação de arco a energia absorvida do ensaio de impacto foram maiores do que sem pulsação.

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 Hv₅ para o aço ABNT 6655 LN28 e 187 Hv₅ para o aço SAE 8620.

A Tabela 5.27 mostra as médias obtidas nos ensaios de dureza na ZTA do aço SAE 8620 feitos nos corpos de prova soldados sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento e tectimento, 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 4.11. 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 SAE 8620.

Processo	Dureza (Hv)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	235	280	215
I	263	281	236
II	264	233	208
II	256	257	215
III	305	226	227
III	288	235	228

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 SAE 8620 é mostrada na Tabela 5.28. Nessa Tabela podemos verificar que o valor de F para as interações (9,39) 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, aplica-se o teste de Tukey para verificar entre quais delas existe diferença significativa e nesse caso verifica-se que as interações que apresentassem diferença entre si de $D=44,62$ poderiam ser consideradas significativas. Do total de 36 interações possíveis, 25 foram consideradas não significativas e 11 significativas. A maior diferença encontrada ou a mais significativa

foi na interação ao soldar com o processo CONTÍNUO na temperatura ambiente e com pré-aquecimento de 120°C. A menor diferença encontrada ou menos significativa foi na interação ao soldar com o processo ZIGZAG e CONTÍNUO com pré-aquecimento a 220°C.

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

Anova: fator duplo com repetição

RESUMO	T amb	T 120°C	T 220°C	Total
/				
Contagem	2	2	2	6
Soma	498	561	451	1510
Média	249	280,5	225,5	251,667
Variância	392	0,5	220,5	731,867
#				
Contagem	2	2	2	6
Soma	520	490	423	1433
Média	260	245	211,5	238,833
Variância	32	288	24,5	562,167
///				
Contagem	2	2	2	6
Soma	593	461	455	1509
Média	296,5	230,5	227,5	251,5
Variância	144,5	40,5	0,5	1253,9
Total				
Contagem	6	6	6	
Soma	1611	1512	1329	
Média	268,5	252	221,5	
Variância	608,3	595,2	109,9	
ANOVA				
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F
Processo	650,333	2	325,167	2,56037
Temperatura	6823	2	3411,5	26,8622
Interações	4773,67	4	1193,42	9,39698
Dentro	1143	9	127	
Total	13390	17		

Como foi comprovada a existência de interação, não se pode testar globalmente a influência das classificações segundo os processos e segundo as temperaturas de pré-aquecimento, mas podem-se 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 obtidos pelo programa, em todas as análises foi utilizado o nível de significância de 5%.

A Tabela 5.29 mostra os valores da dureza na zona termicamente afetada do aço SAE 8620 para análise de variância do Processo ZIGZAG X Temperatura de pré-aquecimento.

Tabela 5.29 - Tabela para análise de variância do processo ZIGZAG x Temperaturas.

Processo	Dureza (Hv)		
ZIGZAG	T amb	T 120°C	T 220°C
	235	280	215
	263	281	236

Da Tabela 5.30, pode-se concluir, levando-se em conta que $F < F_{crítico}$, que não 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. Os melhores resultados foram obtidos na soldagem a temperatura de pré-aquecimento de 220°C.

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

Anova: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
T amb	2	498	249	392
T 120°C	2	561	280,5	0,5
T 220°C	2	451	225,5	220,5

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	3046,333	2	1523,167	7,454323	0,068563	9,552082
Dentro dos grupos	613	3	204,3333			
Total	3659,333	5				

A Tabela 5.31 mostra os valores da dureza na zona termicamente afetada do aço SAE 8620 para análise de variância do Processo VAIVEM X Temperatura de pré-aquecimento.

Tabela 5.31 – Tabela para análise de variância do processo VAIVEM x Temperaturas.

Processo	Dureza (Hv)		
VAIVEM	T amb	T 120°C	T 220°C
	264	233	208
	256	257	215

Da Tabela 5.32, 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 VAIVEM. Os melhores resultados foram obtidos na soldagem a temperatura de pré-aquecimento de 220°C.

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

Anova: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
T amb	2	520	260	32
T 120°C	2	490	245	288
T 220°C	2	423	211,5	24,5

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	2466,333	2	1233,167	10,73875	0,042907	9,552082
Dentro dos grupos	344,5	3	114,8333			
Total	2810,833	5				

A Tabela 5.33 mostra os valores da dureza na zona termicamente afetada do aço SAE 8620 para análise de variância do Processo CONTÍNUO X Temperatura de pré-aquecimento.

Tabela 5.33 – Tabela para análise de variância do processo CONTÍNUO x Temperaturas.

Processo	Dureza (Hv)		
CONTINUO	T amb	T 120°C	T 220°C
	305	226	227
	288	235	228

Da Tabela 5.34, 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 CONTÍNUO. Os melhor resultados foram obtidos na soldagem a temperatura de pré-aquecimento de 220°C.

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

Anova: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
T amb	2	593	296,5	144,5
T 120°C	2	461	230,5	40,5
T 220°C	2	455	227,5	0,5

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	6084	2	3042	49,19677	0,005089	9,552082
Dentro dos grupos	185,5	3	61,83333			
Total	6269,5	5				

A Tabela 5.35 mostra os valores da dureza na zona termicamente afetada do aço SAE 8620 para análise de variância da Temperatura ambiente X Processos.

Tabela 5.35 – Tabela para análise de variância da Temperatura ambiente X Processos.

Temperatura	Dureza (Hv)		
T amb	I	II	III
	235	264	305
	263	256	288

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

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

Anova: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
I	2	498	249	392
II	2	520	260	32
III	2	593	296,5	144,5

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	2473	2	1236,5	6,525066	0,08081	9,552082
Dentro dos grupos	568,5	3	189,5			
Total	3041,5	5				

A Tabela 5.37 mostra os valores da dureza na zona termicamente afetada do aço SAE 8620 para análise de variância da Temperatura 120°C X Processos.

Tabela 5.37 – Tabela para análise de variância da Temperatura 120°C X Processos.

Temperatura	Dureza (Hv)		
T 120°C	I	II	III
	280	233	226
	281	257	235

Da Tabela 5.38, conclui-se que se solde com temperatura de pré-aquecimento de 120°C, existem diferenças significativas entre os processos, sendo

que os melhores resultados foram obtidos para o processo CONTÍNUO. Considera-se a diferença significativa, pois $F > F_{crítico}$.

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

Anova: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
I	2	561	280,5	0,5
II	2	490	245	288
III	2	461	230,5	40,5

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	2647	2	1323,5	12,06839	0,036757	9,552082
Dentro dos grupos	329	3	109,6667			
Total	2976	5				

A Tabela 5.39 mostra os valores da dureza na zona termicamente afetada do aço SAE 8620 para análise de variância da Temperatura 220°C X Processos.

Tabela 5.39 – Tabela para análise de variância da Temperatura 220°C X Processos.

Temperatura	Dureza (Hv)		
T 220°C	I	II	III
	215	208	227
	236	215	228

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 $F < F_{crítico}$.

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

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
I	2	451	225,5	220,5
II	2	423	211,5	24,5
III	2	455	227,5	0,5

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	304	2	152	1,857434	0,298625	9,552082
Dentro dos grupos	245,5	3	81,83333			
Total	549,5	5				

Como pode ser visualizado na Figura 5.21 e conforme resultados estatísticos já apresentados, a diferença mais significativa foi encontrada ao soldar-se com processos CONTINUO na temperatura ambiente e com pré-aquecimento de 120°C. O aço SAE 8620, por tratar-se de um aço baixa liga apresenta susceptibilidade a endurecimento em função das altas velocidades de resfriamento encontrados 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 a diminuição da dureza na ZTA do aço SAE 8620, comparando-se aos outros dois processos.

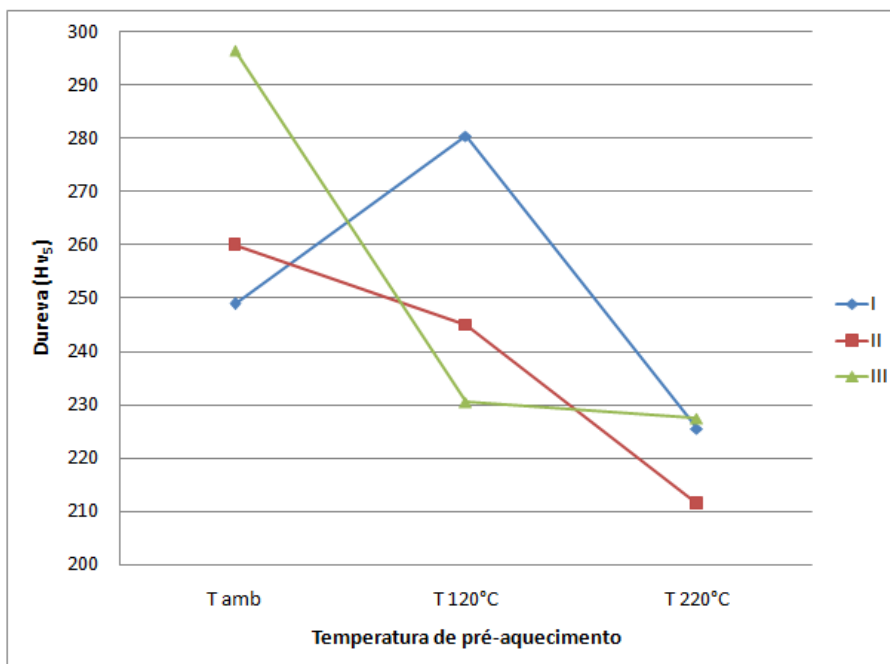


Figura 5.21 – Resumo das interações da média Dureza do aço SAE 8620 (Hv₅) x Temperatura.

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 SAE 8620, quando se analisa as interações, a variação da temperatura dentro dos processos VAIVEM e CONTÍNUO 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.

Segundo Perez (2007), soldando-se com corrente contínua, obtve-se variação da temperatura dentro do processo ZIGZAG e variação da temperatura de pré-aquecimento de 120°C, com valores de dureza superior utilizando corrente sem pulsação. Tal ocorrência pode ser devido à corrente pulsada possuir melhor controle de energia introduzida.

A Tabela 5.41 mostra as médias obtidas nos ensaios de dureza na ZTA do aço ABNT 6655 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 4.11. 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 (Hv_5) na ZTA do aço LN 28.

Processo	Dureza (Hv)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	215	179	187
I	165	216	180
II	201	182	187
II	206	173	167
III	196	177	189
III	230	184	203

Como conforme mostrado na Tabela 5.42, não foi comprovada a existência de interações, pois o valor $F(0,80)$ 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 e a temperatura não é uma fonte de variação significativa, pois F de processo (0,51) é menor do que F crítico de processo (4,25) e F de temperatura (1,75) é menor do que F crítico de temperatura (4,25). Considerando-se então apenas as médias dos resultados do ensaio de dureza na ZTA do aço 6655 LN 28 em função da variação dos processos, mostramos que os melhores resultados foram obtidos soldando-se no processo VAIVEM, como podemos verificar na Tabela 5.43.

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>				
Contagem	2	2	2	6
Soma	380	395	367	1142
Média	190	197,5	183,5	190,333
Variância	1250	684,5	24,5	431,067
<i>//</i>				
Contagem	2	2	2	6
Soma	407	355	354	1116
Média	203,5	177,5	177	186
Variância	12,5	40,5	200	234,4
<i>///</i>				
Contagem	2	2	2	6
Soma	426	361	392	1179
Média	213	180,5	196	196,5
Variância	578	24,5	98	351,5
<i>Total</i>				
Contagem	6	6	6	
Soma	1213	1111	1113	
Média	202,167	185,167	185,5	
Variância	474,967	242,967	139,1	

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Processo	334,111	2	167,056	0,51622	0,61342	4,25649
Temperatura	1133,78	2	566,889	1,75176	0,22774	4,25649
Interações	1038,56	4	259,639	0,80232	0,55336	3,63309
Dentro	2912,5	9	323,611			
Total	5418,94	17				

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

Processo	Dureza (Hv)		
	T amb	T 120°C	T 220°C
I	190	198	184
II	204	178	177
III	213	181	196

Apesar dos tratamentos estatísticos mostrarem que não existem diferenças significativas entre as médias de dureza obtidas nos resultados dos ensaios de dureza na ZTA do aço LN 28, não podemos concluir que os resultados de dureza influenciaram negativamente na integridade à resistência mecânica da junta, tendo em vista que os resultados dos ensaios de tração não mostraram resultados negativos.

Visualiza-se a 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 6655 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 provocado pelo processo de soldagem.

Pode-se concluir que os resultados de dureza não influenciaram negativamente a resistência mecânica da junta, tendo em vista que os resultados dos ensaios de tração não mostraram resultados negativos.

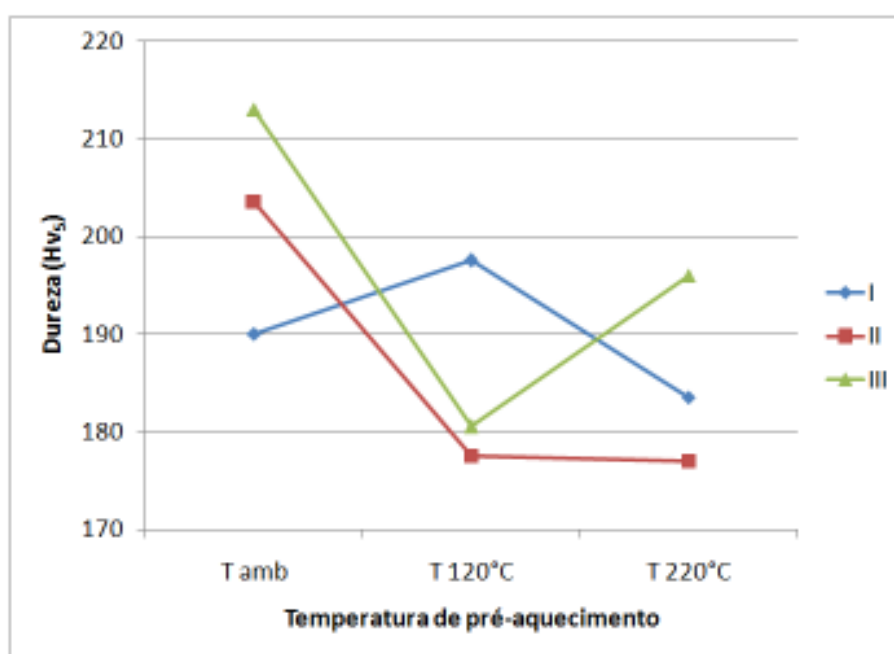


Figura 5.22 – Resumo das interações da média Dureza do aço LN28 (Hv₅) x Temperatura.

6 – Conclusões.

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

1. Na soldagem MAG robotizada dissimilar dos aços SAE 8620 e ABNT 6655 LN28 houve, segundo resultados estatísticos, diferenças significativas entre os processos de soldagem (condições de tecimento) no que diz respeito aos resultados do ensaio de tração, 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 à 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 interpasses 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 apresentou em todos os corpos de prova uma estrutura isenta de martensita e composta basicamente de bainita e ferrita.
3. Não existem diferenças estatísticas significativas entre a soldagem a temperatura ambiente e as soldagens realizadas com pré-aquecimento e controle da temperatura interpasses no que diz respeito aos resultados do ensaio de tenacidade na análise global das interações, comprovando o item anterior.
4. Os valores de dureza obtidos na ZTA dos aços SAE 8620 e LN28 na análise global tiveram diferenças significativas apenas no aço SAE 8620, porém esses resultados não afetaram negativamente a resistência da junta já que a variação encontrada é compatível com os valores encontrados para os respectivos metais de base.
5. Recomenda-se soldar o objeto de estudo na condição de soldagem VAIVEM e na temperatura ambiente (sem pré-aquecimento).

7 – Trabalhos futuros.

1. Um estudo sobre a influência do processo GMAW e PULSADO, FCAW e alma metálica, temperatura de pré-aquecimento e tectimento na microestrutura e resistência da junta na soldagem robotizada de aços SAE 8620 e ABNT LN28

8 – Referências Bibliográficas.

Alcan Alumínio do Brasil S/A. MIG Pulsado. In. Manual de Soldagem. São Paulo, p.11.1-11.14, 1992.'

Allun, C.J., Welding for Challenging Environments; Toronto, Ontário; Canada; 15-17 Oct. 1985. pp. 1-10. 1986

Amim, M., Pulsed current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding. Metal Construction 15(5):272-277.1983.

Alfaro, S. C. A., Monitoração da poça de fusão. Soldagem e Inspeção, vol. 08, n° 01, p. 23-29, 2003.

American Welding Society. Certification Manual for Welding Inspectors, 4ª Ed., Miami, USA, p. 107-124, 2000.

American Welding Society. Structural Welding Code Steel AWS D1.1, 2004.

American Welding Society. Welding Handbook, vol.1, 8ª Ed., Miami, USA, p. 89-124, 1987.

Araújo, W. R., Comparação entre soldagem robotizada com arame sólido e “metal cored” – a ocorrência do “finger”. XXX Consolda, p. 01-05, 2004.

Atkins, G., Thiessen, D., Nissley, N., Adonyi, Y. Welding Process Effects in Weldability Testing of Steels. Welding Journal Research Supplement, p. 61-68, 2002.

Avery, R. E., Pay attention to dissimilar-metal welds. Chemical Engineering Progress, p. 01-08, 1991.

Benscoter, A. O. Carbon and Steels: Metallographic techniques and microstructures. ASM Handbook, vol. 09, p. 273-302, 1992.

Benscoter, 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.

Bosworth, M.R., Effective Heat Input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding With Solid Wire Electrodes. Welding Journal. Vol.70, no.11, pp.111s. May 1991.

Castner, H.R.Singh, R. Pulsed vs. Steady current GMAW: which is louder? Welding Journal (USA). Vol. 76, no. 11, pp.47-51. Nov. 1997.

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.

Corrêa, C. A., Influência dos parâmetros da soldagem mig pulsada e convencional na morfologia do cordão e na microestrutura. 1ºCOBEF, p. 01-08, 2001.

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.

Cota, A. B., Influência da temperatura de austenitização sobre a cinética de formação da ferrita em um aço microligado com Nb. REM, nº 55(4), p. 273-277, 2002.

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.

Edmonds, D.V., Bainite Structures. ASM Handbook, vol. 09, p. 1429-1444, 1992.

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.

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.

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.

Funderburk, R. S., A look at heat input. Welding Innovation, vol. 16, n° 01, p. 01-04, 1999.

Funderburk, R. S. The importance of interpass temperature. Welding Innovation, vol. 15, n° 01, p. 01-02, 1998.

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.

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.

Grist, F. J., Power sources for welding. ASM Handbook, vol. 06, p. 92-102, 1993.

Holliday,, D. B. Gas-Metal Arc Welding. ASM Handbook, vol. 06, p. 577-579, 1993.

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 Supplement p. 80-89, 2001.

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.

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.

Keehan, E., Karlsson, L., New alloying concepts for high strength steel weld metals. ESAB, Sweden, 2005.

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.

Kobayashi, Y., Microestrutura do metal de solda: origem e fatores de influência. Unesp, p. 01-19, 1994.

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.

Lima, M. S. F., Goldenstein, H. Morphological instability of the austenite growth front in a laser remelted iron-carbon-silicon alloy. Journal of Crystal Growth, vol. 208, p. 709-716, 2000.

Lincoln, J. F., MIG/MAG Welding Guide, Cleveland, OH., USA, p. 01-48, 1998.

Lincoln, J. F., The Procedure Handbook of Arc Welding, 14^a Ed., Cleveland, OH., USA, p. 6.6-1-6.6.16, 2000.

Lyttle, K. A., Characteristics of the components of a shielding gas blend. ASM Handbook, vol. 06, p. 165-166. 1993.

Machado, I. G., Cálculo do tempo de resfriamento na Soldagem. Soldagem e Inspeção, vol. 04, nº 08, p. 25-26, 1998.

Manual Thermadyne. Arc-Master 351, pp. 14, 1996.

Masubuchi, K., Formation of residual stress and distortion. ASM Handbook, vol. 06, p. 2648-2651, 1993.

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.

Miller Electric MFG. CO., Welding and the World of Metals, p. 28-31, 1962.

Modenesi, P.J., Técnicas Operatória da Soldagem, UFMG, 2004.

Moino, H. E., Paschoalim, A. C., Programa de cursos modulares em tecnologia de soldagem. Módulo MIG/MAG. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1991.

Motoman. Arc World 1000 Instalation Manual, pp. 03, 17, 1995.

Motoman. K6 Manipulator Manual, pp. 03, 1994.

Motoman. Robot arc welding manual, pp. 11, 1995.

Nelson, T. W., Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds – part 2: on cooling transformations. Welding Research, nº10, p. 267-277, 2000.

Needham, J.C. and Carter, A. W., Material transfer characteristics with pulsed current. British Welding Journal 5; 272-277. 1983.

Neto, P. L. C., Estatística. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1994.

Paris, L. F., Obtenção de ferrita acicular em cordões de solda, por diferentes rotas de resfriamento. UERJ, p. 01-02, 2004.

Perez, F.R.C., 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. UNESP-FEB, p.01-98, 2008, dissertação de mestrado.

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 Supplement, p. 322-328, 1999.

Scotti, A ., Bezerra, A . C., Rade, D. A., Efeito do pré-aquecimento sobre as tensões residuais de soldagem. Soldagem e Inspeção, vol. 11, n° 01, p. 54-61, 2006.

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.

Speich, G. R., Ferrous martensitic structures. ASM Handbook, vol. 09, p. 1444-1454, 1992.

Takeuchi, Y.; Shinoda, T., Spatter and blowhole formation phenomena in pulsed gas shielded metal arc welding. Materials Science and Technology (UK). Vol. 7, no. 9, PP. 869-876. Sept.1991.

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, n°01, p. 37-45, 1989.

Tremonti, M. A., Incorporar a robótica aplicada á soldagem: as questões: organizacionais para se obter sucesso. Departamento de Soldagem da Fatec-SP. 2000.

Tsai, C. L., Heat flow in fusion welding – engineering solution and empirical correlation. ASM Handbook, vol. 06, p. 29-45, 1993.

Van Vlack, L. H., Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais. Rio de Janeiro, Editora Campus, 1984.

Winsor, F. J. Heat-Treatable Low-Alloy (HTLA) Steels. ASM Handbook, vol. 06, p. 1647-1656. 1993.

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.

Yurioka, N., Kasuya, T., A chart method to determine necessary preheat in steel Welding. IIW, p. 01-12, 1994.

Zhu, C., Tempering of Engineering steels. Oxford Materials, p.01-34, 2005.