

Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho"

Faculdade de Engenharia Mecânica

Campus Bauru - SP

INFLUÊNCIA DO ÂNGULO DE PREPARAÇÃO DA JUNTA NO AÇO
TUBULAR AISI 4130 SOLDADO PELO PROCESSO TIG

FERNANDO COELHO

Dissertação de mestrado, apresentada ao Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica de Bauru, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" – UNESP como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Bauru-SP

2018

Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho"

Faculdade de Engenharia Mecânica

Campus Bauru - SP

INFLUÊNCIA DO ÂNGULO DE PREPARAÇÃO DA JUNTA NO AÇO
TUBULAR AISI 4130 SOLDADO PELO PROCESSO TIG

Dissertação de mestrado, apresentada ao Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica de Bauru, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" – UNESP como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Mestrando: Fernando Coelho

Orientador: Prof. Dr. Cesar Renato Foschini

Coorientador: Prof. Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves

Bauru- SP

2018

Coelho, Fernando.

Influência do ângulo de preparação da junta no aço tubular AISI 4130 soldado pelo processo TIG, 2018
135 f.

Orientador: Prof. Dr. Cesar Renato Foschini
Coorientador: Prof. Dr. Gilberto de M. B. Gonçalves

Dissertação (Mestrado)-Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru, 2018

1. Tubo de aço AISI 4130 2. Corte com plasma 3. Soldagem TIG mecanizada 4. Análise metalográfica 4. Desempenho mecânico. I. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia. II. INFLUÊNCIA DO ÂNGULO DE PREPARAÇÃO DA JUNTA NO AÇO TUBULAR AISI 4130 SOLDADO PELO PROCESSO TIG.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE Mestrado de Fernando Coelho, discente do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, da Faculdade de Engenharia - Câmpus de Bauru.

Aos 28 dias do mês de fevereiro do ano de 2018, às 09:00 horas, no(a) Anfiteatro da Seção Técnica de Pós-graduação da FEB, reuniu-se a Comissão Examinadora da Defesa Pública, composta pelos seguintes membros: Prof. Dr. GILBERTO DE MAGALHÃES BENTO GONÇALVES do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, Prof. Dr. CARLOS ALBERTO SOUFEN do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO do(a) Departamento de Materiais e Tecnologia / Faculdade de Engenharia de Guaratingueta, sob a presidência do primeiro, a fim de proceder a arguição pública da DISSERTAÇÃO DE Mestrado de FERNANDO COELHO, intitulada **ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DO DESEMPENHO MECÂNICO DO AÇO AISI 4130 SOB VARIAÇÕES NO PROCESSO DE CORTE COM PLASMA E SOLDAGEM COM TIG**. Após a exposição, o discente foi arguido oralmente pelos membros da Comissão Examinadora, tendo recebido o conceito final: APROVADO. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que após lida e aprovada, foi assinada pelos membros da Comissão Examinadora.



Prof. Dr. GILBERTO DE MAGALHÃES BENTO GONÇALVES



Prof. Dr. CARLOS ALBERTO SOUFEN



Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO

PROPOSTA DE ALTERAÇÃO DO TÍTULO

A BANCA EXAMINADORA PROPÕE A ALTERAÇÃO DO TÍTULO DO TRABALHO DO ALUNO:
FERNANDO COELHO

DE: "ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DO DESEMPENHO MECÂNICO DO AÇO AISI 4130 SOB
VARIAÇÕES NO PROCESSO DE CORTE COM PLASMA E SOLDAGEM COM TIG"

PARA:

INFLUENCIA no ângulo de preparação da
junta no aço tubular AISI 4130 soldado
do pelo processo TIG

Bauru, 28 de fevereiro de 2018.



Prof. Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves

Coorientador

DEDICATÓRIA

In memoriam dos meus pais biológicos José Sebastião Coelho e Maria Irene Coutinho Coelho e *in memoriam* dos meus pais de criação José Solano e Dirce Furgeri Solano, a quem devo pela minha educação, princípios, valores e virtudes.

A minha esposa Marize de Lourdes Marzo Solano, quem sempre esteve ao meu lado em todos os momentos e conquistas.

Dedico este trabalho também à sociedade brasileira, quem possibilitou a realização deste trabalho através da existência desta ilustre instituição de ensino superior, a UNESP, por meio dos seus honrados impostos.

Com o mesmo prestígio e admiração, também dedico este trabalho a aos servidores públicos e professores da UNESP, pelo apoio, incentivo e dedicação.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a DEUS por sempre ter colocado pessoas boas no meu caminho, pelo provimento de fé e perseverança para o alcance desta conquista.

Aos meus orientadores Prof. Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves e Prof. Dr. Cesar Renato Foschini, pela oportunidade dada quando me aceitaram como orientado nesta jornada, pela liberdade concedida para criar e desenvolver e pela orientação e suporte sempre quando foi necessário.

Aos meus familiares que me acompanharam de perto, torceram e me deram apoio para vencer todas as barreiras encontradas pelo caminho.

A empresa colaboradora Fleming Serviços e Reparos em Containers, pela concessão de espaço e uso de materiais e equipamentos, os quais foram essenciais para o sucesso deste trabalho.

A todo o corpo docente da UNESP pela dedicação, transferência de conhecimento e incentivo.

Aos servidores públicos da UNESP pelo suporte, paciência e pelo empenho que muitas e muitas vezes se estenderam aos sábados, domingos e feriados.

A Universidade Estadual Paulista – UNESP, em especial a Faculdade de Engenharia de Bauru – FEB, e a empresa IMC Soldagem pela colaboração técnica e pelos serviços prestados gratuitamente.

Ao Laboratório de Tribologia e Compósitos - LTC da Universidade de São Paulo – USP da cidade de São Carlos pelo uso do seu equipamento de laboratório de materiais.

A todas as pessoas com as quais mantive contato e de forma direta ou indireta contribuíram para a conclusão deste trabalho.

Em especial a banca examinadora Prof. Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves, Prof. Dr. Carlos Alberto Soufen e ao Prof. Dr. Angelo Caporalli Filho pela apreciação e contribuições finais.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	19
2	OBJETIVO.....	25
3	REVISÃO DE LITERATURA.....	26
3.1	Aço carbono de baixa liga AISI 4130	26
3.2	Efeitos dos ciclos térmicos em aços carbono e de baixa liga	42
3.2	Processo de corte com arco de plasma.....	43
3.3	Soldagem TIG.....	48
3.4	Energia de soldagem	50
3.5	Especificação do arame de solda	54
3.6	Fluxo de Calor.....	55
3.7	Zona fundida.....	57
3.8	Zona Afetada pelo calor	59
3.9	Propriedades mecânicas dos materiais	73
3.10	Ensaio de Tração.....	74
3.11	Ensaio de dureza vickers	81
3.12	Rigidez do material ou Constante Elástica	83
3.13	Método de espaços e estados	85
4	MATERIAIS E METODOS.....	86
4.1	Material ensaiado.....	86
4.2	Equipamentos utilizados	87
4.3	Equipamento desenvolvido	88
4.4	Posicionamento da tocha de plasma	96
4.5	Processo de soldagem	99
4.6	Análises Químicas	103

4.7	Ensaio metalográficos.....	103
4.8	Ensaio de dureza Vickers	104
4.9	Ensaio de tração	105
4.10	Comportamento Mecânico	106
5	RESULTADOS	108
5.1	O Modelo Mecânico Rotativo	109
5.2	Corte com arco de plasma	109
5.3	Soldagem com eletrodo da tungstênio imerso em gás inerte	110
5.4	Composição Química.....	113
5.5	Análise Metalográfica.....	114
5.6	Ensaio de dureza	119
5.7	Ensaio de tração	120
5.8	Propriedades mecânicas após a soldagem	121
5.9	Simulação numérica a partir dos dados experimentais.....	122
6	DISCUSSÃO.....	125
7	CONCLUSÃO	130
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	132

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Fórmula carbono equivalente.....	43
Figura 2: Arco transferido (a)/ não transferido (b), (VENKATRAMANI N., 2002).	45
Figura 3: Diagrama de tensão e corrente para corte e solda, (VENKATRAMANI N., 2002).....	48
Figura 4: Montagem usual para soldagem TIG, (MODENESI e MARQUES, 2006).	49
Figura 5: Detalhe da região do arco, (MODENESI e MARQUES, 2006).....	50
Figura 6: Medição da diluição do metal de base na poça de fusão, (MARQUES et al., 2004).	57
Figura 7: Transformação de fases e microconstituintes da ZAC, (Adaptado de (GRONG, O. e AKSELSEN, O.M., 1984).	60
Figura 8: Diagrama do tempo de resfriamento contínuo e microconstituintes, (MARQUES, P.V., et. al., 2017).	63
Figura 9: Faixas de temperaturas na ZF e ZAC, (Adaptado de BUENO, 2010).	64
Figura 10 : Curvas CCT esquemáticas mostrando a influência do teor de oxigênio nas transformações de fases do metal de solda. (a)- regime com baixo teor de oxigênio; (b) - regime com médio teor de oxigênio e (c)- regime com alto teor de oxigênio. O símbolo VR indica uma velocidade de resfriamento hipotética, austenita, conforme mostrado esquematicamente na Figura 9, (LIU e OLSON, 1986).....	69
Figura 11: Inclusões não metálicas de hidrogênio, (C,AY V.V., et al, 2013). ...	70
Figura 12: Solubilidade do hidrogênio, (GRANJON H. G, 1971).....	71
Figura 13: Diagrama esquemático de intervalos de tempo para formação da trinca, (GRANJON H. G., 1971).	72
Figura 14: Desenho esquemático de um corpo de prova em tração (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).....	75

Figura 15: Diagrama esquemático de tensão x deformação do aço AISI 4130 sem tratamento térmico após soldagem TIG, (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).....	77
Figura 16: Representação esquemática do comportamento tensão-deformação em tração (CALLISTER, 2002).....	79
Figura 17 : Sistema de um grau de liberdade com força de excitação (MEIROVITCH, L. e PARKER, R.G., 2001).....	84
Figura 18: Tubos cortados com plasma e usinados com ângulos.....	87
Figura 19: Modelo mecânico rotativo para controle do processo de corte e soldagem de tubos redondos, (Coelho F., Gonçalves G.M.B., 2018)	89
Figura 20: Modelo mecânico rotativo para controle do processo de corte e soldagem de tubos redondos, (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).	89
Figura 21: Parâmetros de soldagem controlados pelo processo mecanizado, (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).	92
Figura 22: Dispositivo utilizado para alinhamento da junta, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).....	94
Figura 23: Delineamento experimental, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).	95
Figura 24: Conexão entre bocal e circuito de aterramento, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).....	96
Figura 25: Esquema de posicionamento da tocha de plasma, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).....	97
Figura 26: Sistema de fixação do tubo AISI 4130, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).....	98
Figura 27: Comprimento do Arco, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).	101
Figura 28: Algoritmo do processo para corte e soldagem, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).....	102

Figura 29: Amostra do tubo para ensaio de dureza, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	105
Figura 30: Modelo de amostra para ensaio de tração conforme, norma BS709, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).	105
Figura 31: Tubos AISI 4130 cortados no processo plasma com ar comprimido no método de arco não transferido (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).	108
Figura 32 : Energia média de soldagem de raiz e preenchimento, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	112
Figura 33: Pares de Juntas soldadas de 30°, 45° e 60° graus, agrupadas da esquerda para a direita, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	113
Figura 34: Concentração de carbono e enxofre obtidas por ensaio de combustão, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).	114
Figura 35: Macrografia da junta de 30 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	115
Figura 36 : Macrografia da junta de 45 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	116
Figura 37 : Macrografia da junta de 60 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	116
Figura 38 : Micrografia óptica de amostras das juntas 30, 45 e 60 graus respectivamente soldadas pelo processo TIG de, ampliadas 200x, (Coelho, F. e Gonçalves, G. M. B., 2018).	118
Figura 39 : Perfil de dureza das juntas soldadas com chanfros de 30, 45, 60 graus e metal de base, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).	119
Figura 40: Diagrama de tensão x Deformação de Engenharia, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	120
Figura 41: Simulação de numérica de vibração forçada do material resultante da junta de 30 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	122
Figura 42: Simulação de numérica de vibração forçada do material resultante da junta de 45 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	123

Figura 43: Simulação de numérica de vibração forçada do material resultante da junta de 60 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).....	123
Figura 44: Simulação de numérica de vibração forçada do metal de base, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).	124

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1: Energia de Trabalho de Dispositivo de Plasma.	44
Tabela 2 : O mecanismo da tocha Figura 2.	45
Tabela 3: Vantagens limitações e aplicações da soldagem TIG.	54
Tabela 4: Solubilidade do oxigênio no ferro em função da temperatura.	67
Tabela 5: Propriedades mecânicas de vários metais e ligas no estado recozido.	80
Tabela 6: Composição química do AISI 4130.	86
Tabela 7: Materiais Ensaçados	100
Tabela 8: Energia média de soldagem.....	111
Tabela 9: Propriedades mecânicas do aço AISI 4130 após soldagem comparado ao metal de base (MB).	121
Tabela 10: Dados parametricos para simulação em matlab ®	122

ABREVIATURAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>	AC	Alternating Current
AMS	<i>American Measurement Standard</i>	BS	<i>British Standard</i>
ANSI	<i>American National Standard Institute</i>	CA	Corrente Alternada
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga	CC	Corrente Contínua
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>	CDP	Corpo de Prova
AWS	<i>American Welding Society</i>	DC	<i>Direct Current</i>
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>	Doc.	Documento
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>	HV	<i>Hardness Vickers</i>
EDX	Energy Dispersive XRF Spectroscopy	IR	<i>Infrared</i>
EMA	<i>Edge Machining Allowance</i>	LCD	<i>Liquid Crystal Display</i>
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding	M-A	Martensita-Austenita
ISSO	International Organization for Standardization	MB	Metal de Base
LRT	Limite de Resistência à Tração	PWM	<i>Pulse With Modulation</i>
M-A-C	Martensita-Austenita-Carbonetos	ROM	<i>Read-Only Memory</i>
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão	SA	Soldagem Autógena
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura	SI	Sistema Internacional
MMR	Modelo Mecânico Rotativo	TIG	Tungsten Inert Gas
ODE	<i>Ordinary Differential Equation</i>	VDC	<i>Volts of Direct Current</i>
PWHT	Post Weld Heat Treatment	ZAC	Zona afetada pelo calor
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>	ZF	Zona fundida
SAP	Sistema de Aquisição de Dados para Soldagem	Ø _{ext.}	Diâmetro externo
SFA	<i>Special Filler Assingment</i>	Ø _{int.}	Diâmetro interno
SMAW	Shielded Metal Arc Welding		
SP	Soldagem de Preenchimento		
TTT	<i>Tempo Temperatura Transformação</i>		

SÍMBOLOS

A_0	Área de contato do arco	A	Amperes	Ar	Argônio
C_{cr}	Amortecimento crítico	Al	Alumínio	C	Carbono
E	Módulo de elasticidade	Al%	Ductilidade	Cu	Cobre
$I_{arc.}$	Corrente do arco elétrico	CO ₂	Dióxido de Carbono	F	Força
k	Condutividade térmica	l_0	Comprimento inicial	Fe	Ferro
V_s	Velocidade de soldagem	d	Diâmetro interno	Fe ₃ C	Cementita
n	Coeficiente de encruamento	D	Diâmetro externo	He	Hélio
$P_{arc.}$	Potência do arco elétrico	°C	Graus Célsius	J	Joules
$P_{esp.}$	Potência específica	c	Calor específico	Mn	Manganês
$T_{arc.}$	Tensão do arco elétrico	H	Aporte de calor	Mo	Molibdênio
T_f	Tempo para fusão	H ₂	Hidrogênio	Ni	Níquel
t_m	Tempo mínimo para fusão	I_m	Corrente média	O	Oxigênio
T_p	Temperatura de pico	Ksi	Pressão	Pa	Pascal
U_t	Módulo de tenacidade	m	metro	Si	Silício
$V_{max.}$	Velocidade máx. de soldagem	mm	Milímetro	U_r	Resiliência
V_r	Velocidade de resfriamento	MPa	Mega Pascal	W	Watts
ε	Deformação de engenharia	R_z	Raio da borda	δ	Diluição
σ	Tensão de engenharia	τ_n	Período natural	ρ	Densidade
σ_e	Tensão de escoamento	W_n	Frequência natural	Ω	Ohms
σ_u	Limite de resistência a tração	Wt%	Percentual de peso	N	Newton
η	Rendimento térmico	%	Porcentagem		

INFLUÊNCIA DO ÂNGULO DE PREPARAÇÃO DA JUNTA NO AÇO TUBULAR AISI 4130 SOLDADO PELO PROCESSO TIG

RESUMO

As indústrias metalúrgicas de diversos segmentos buscam continuamente aperfeiçoar seus processos e reduzir custos de produção de estruturas metálicas. Variações em um processo térmico padronizado ou na configuração do produto podem causar alterações na microestrutura e nas propriedades mecânicas do, bem como, no comportamento mecânico do material. Assim, o presente estudo avaliou os efeitos das variações do ângulo de chanfro da junta em tubos de aço redondos AISI 4130 sem costura, quando soldados no processo TIG (*Tungsten Inert Gas*). Os tubos foram cortados com arco de plasma e preparados com ângulos, 30°, 45° e 60°, e 1 milímetro de altura da raiz. A soldagem foi realizada em dois passes, sendo o primeiro passe na raiz pelo método autógeno e o segundo de preenchimento com metal de adição arame-eletrodo AWSER80S-B2. As juntas soldadas foram submetidas a análises metalográficas de macrografia e microscopia óptica, para avaliação metalúrgica das zonas fundida e afetada pelo calor. Também foi realizado ensaio mecânico de tração e microdureza Vickers para verificar o desempenho mecânico e a dureza do material. A variável de interesse do estudo foi evidenciada por meio da estabilização do processo de corte e soldagem com uso de uma máquina rotativa digital desenvolvida no presente estudo. Os resultados obtidos evidenciaram uniformidade entre os cordões produzidos, variações nas geometrias dos cordões, no tamanho de grão e nas fases de transformação da microestrutura, com impacto na dureza da ZF (Zona Fundida), assim como no desempenho mecânico verificado com ensaios de tração. Conclui-se que, variações no ângulo da junta alteram a área de contato do arco com a poça de fusão, assim como, da poça de fusão com a ZAC. Com isso têm-se diferentes eficiências de transferência de energia térmica por condução, com diferentes ciclos térmicos que resultam em fases e transformações metalúrgicas distintas.

Palavras-chave: Tubo de aço AISI 4130, Corte com plasma, Soldagem TIG mecanizada, Análise metalográfica, Desempenho mecânico.

WELD JOINT'S ANGLE PREPARATION INFLUENCE ON STEEL TUBE AISI 4130 WELDED BY TIG PROCESS

ABSTRACT

The metallurgical industries at several segments are continuously looking for improving their process and decrease metallic structures production costs. Modifications in a standardized thermal process or in the product configuration can lead to microstructure changes and in the mechanical properties, as well, in the mechanical behavior from the material. Thus, the current study made an assessment of the angle variation effect in steel round tubes joint AISI 4130 without seam, when welded by mechanized TIG process (Tungsten Inert Gas). The steel tubes were cross cut with plasma and prepared in three different angles 30°, 45° and 60°, with 1 millimeter height of root. The welding was made in two passes, the first one in the root by autogenous method and the second one for filling using electrode wire AWS ER80S-B2. The welded joints were submitted to metallographic test of macrograph and optical micrographics for metallurgical assessment in the melted zone and the heat affected zone. In addition, traction tests and micro hardness Vickers were made to verify the mechanical behavior and hardness from the material. The interest variable in this study, was evidenced by cut and welding process stabilization using a digital rotative machine developed in this study. The obtained results showed uniformity between weld beads produced with variation in the geometry, as well, in the grain size and in the phases transformations from the microstructure, with impact in the melted zone hardness profile, and in the mechanical properties verified by traction test. It's possible to conclude that joint chamfer angle variations cause changes in the contact area size between the arc and the molten puddle, and between the molten puddle with the base metal. With this, different energy transfer efficiency by conduction are obtained producing different thermal cycles, that can result in different metallurgical phases and microstructure transformations.

Key words: Steel tube AISI 4130, Plasma cutting, Mechanized TIG welding, Metallographical analysis, Mechanical properties.

1 INTRODUÇÃO

Há poucas décadas, o Brasil estava frente a desafios tecnológicos relacionados a produção e o processamento de aços de ultra alta resistência, tais como, AISI 4340 e AISI 300M, com objetivo de reduzir peso e melhorar as propriedades mecânicas do cordão de solda. Desde então o aço AISI 4130 foi considerado para aplicações na indústria em geral (NASCIMENTO M. P., H. J. C., CARDOSO A. S. M et al. E CARVALHO S. M., APUD. SOUZA NETO F et al., 2015).

O aço AISI 4130 é um aço de baixa liga e médio carbono. Este aço é comumente referenciado como um aço cromo molibdênio e sua composição química lhe confere boa soldabilidade, porém com perda de resistência mecânica. Devido ao teor de carbono contido neste aço, o mesmo pode ser temperado quando processado à quente. No entanto, com um bom tratamento térmico o aço AISI 4130 pode ser usinado com facilidade. Quando recozido possui excelente ductilidade. Possui boa resistência à corrosão e ao calor, e quando aplicado em temperaturas acima de 315°C, demonstra boa combinação de resistência, tenacidade e resistência à fadiga (ATSM A29).

O bom desempenho após ser soldado, é devido combinação destes elementos de liga incluindo o manganês (Mn) e o silício (Si) que lhe conferem propriedades mecânicas adequadas para um desempenho elevado (AGGEN G., et al., 1993). Quando solicitado mecanicamente por um carregamento uniaxial, este inicia o escoamento (ϵ) em torno de 460 Mpa, e pode resistir a

tensão máxima de 560MPa. A capacidade de alongamento de aproximadamente 21,50% com redução de área próximo à 59,6%, com isso o coeficiente de Poisson para este material fica entre 0,27 e 0,30 (ATSM A29).

Atualmente, estruturas tubulares de aço de alto desempenho mecânico, têm sido fabricadas a partir do aço AISI 4130, por indústrias dos segmentos de óleo, gás, automotivo, aeronáutico, entre outros. Em geral estes tipos de estruturas requerem materiais de alta resistência e tenacidade, mesmo em aplicação com temperaturas elevadas (SOUZA NETO F. et. al., 2015).

O plasma foi desenvolvido a aproximadamente 30 anos atrás impulsionado pelas dificuldades em cortar metais utilizando os processos convencionais. O corte com arco de plasma é um processo de manufatura não convencional capaz de processar uma variedade de materiais. Tal como, aços ligados, ligas de titânio, cobre, magnésio, alumínio e aços fundidos. Este tipo de processo utiliza uma coluna de alta energia formada por um gás ionizado que permite a passagem da corrente. Quando o arco é estabelecido a corrente flui do cátodo para o anodo, onde o cátodo é o eletrodo de tungstênio situado dentro do bico da tocha de plasma e o anodo é a peça de trabalho (NEMCHINSKY, V.A., SEVERANCE, W.-S., 2006, APUD SALONITIS K.,*, VATOUSIANOS S., 2012).

Um método de união de materiais metálicos pode ser por soldagem, um processo recente de cerca de 100 anos, inicialmente era pouca utilizada e restrita à execução de reparos de emergência até a eclosão da 1ª grande guerra, quando a soldagem passou a ser utilizada mais intensamente como um processo de fabricação. Atualmente a soldagem é o mais importante método para a união permanente de metais e são mais de 50 diferentes processos de soldagem com alguma utilização industrial (MODENESI, P.J., BRACARENSE, A.C., 2005).

Os vários tipos de processo existentes podem ser vistos em dois grandes grupos, onde se têm os processos de soldagem por pressão (ou por deformação plástica) e os processos de soldagem por fusão. Em especial os processos de soldagem por fusão podem ser separados em subgrupos e de acordo com o tipo de fonte de energia usada. De importância industrial estão

os processos de soldagem a arco, no qual a fonte de energia estabelece um arco elétrico através de uma descarga elétrica em um meio gasoso parcialmente ionizado. Geralmente, o arco elétrico é mantido entre um eletrodo cilíndrico e o metal base, onde o eletrodo é fundido pelo arco e fornece metal de adição para a solda (soldagem com eletrodos consumíveis) (WAINER E., et al., 1992). Dessa forma a soldagem visa obter a coalescência localizada das partes a serem unidas através de aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição." (Definição adotada pela AWS - American Welding Society).

No entanto, processos térmicos de corte com uso de arco de plasma e soldagem TIG (Tungsten Inert Gas), são capazes de elevar a temperatura do aço acima do ponto de austenitização, chegando ao estado líquido com fusão completa (MODENESI e MARQUES,2006).

O resultado do aquecimento com alto pico de temperatura é o surgimento de zona fundida (ZF) e zona afetada pelo calor (ZAC), que quando resfriados de forma inadequada podem formar microestruturas frágeis, com descontinuidades e inclusões não metálicas (FONSECA M.A. et al., 2006).

As transformações de fases metalúrgicas no aço, está intrinsecamente ligado à temperatura de pico e à taxa de resfriamento do material (BUENO, 2010). Imprecisões devido a variação de diversos fatores (inclusive de operação) foram observadas por Rosenthal em 1941 e até hoje prejudicam as predições de fluxos de calor.

Assim, alterações de processo, seja no ambiente, no aporte de calor (H), ou na geometria da junta, causam variações tanto no acúmulo de calor, quanto na taxa de resfriamento. Estas alterações podem submeter a microestrutura a diferentes transformações metalúrgicas com propriedades e desempenho mecânico distintos (ZEEMANN e EMYGDIO, 2001).

Muitos estudos têm sido desenvolvidos para delinear uma curva teórica da distribuição de calor em materiais sólidos durante o resfriamento em processos de soldagem. Tal interesse se dá em prever quais fases metalúrgicas estarão presentes nos processos térmicos predeterminados (JAFAR-SALEHI, E.; ESLAMIAN, M.; SAGHIR, M. Z., 2016).

Algumas aplicações anteriores constataram a formação de ferrita acicular em metais de baixa liga como no caso do aço AISI 4115 soldados no processo TIG, apresentou valores de dureza aceitáveis, com pouca variação entre o metal de solda, metal de base e a ZAC. Bem como os valores de resistência a tensão acima de 600 MPa, e comportamento dúctil comprovado em análise de fractografia (RAO, SUDHAKARA; JOSEPH, JOBY; MUTHUKUMARAN, S. ,2017).

Em cada processo de soldagem a arco existe uma extensa lista de variáveis que devem ser consideradas ao se determinar as condições de soldagem em uma dada aplicação. A fixação dos parâmetros, tanto para o corte quanto para a soldagem, é mais fácil em processo mecanizado do que em processo manual. Por maior que seja a destreza de um operador, ainda assim é improvável que se obtenha o mesmo comprimento de arco ou a mesma taxa de deslocamento ao longo do cordão (MODENESI, PAULO J.; MARQUES, PAULO V.; SANTOS E DAGOBERTO B., 2012).

Devido a essas dificuldades, desenvolveu-se durante este estudo uma máquina micro controlada via software para cortar os tubos com arco de plasma e soldar com TIG, com parâmetros de operação e densidade de corrente constante para todas as juntas soldadas. Este desenvolvimento permitiu evidenciar o efeito do ângulo da junta, na geometria do cordão, na transformação da microestrutura, na dureza do cordão e conseqüentemente no desempenho mecânico decorrente de diferentes acúmulos de calor e taxas de resfriamentos.

Outra otimização do processo de soldagem de tubos consistiu na soldagem sem pontos de travamento, recursos comumente utilizados para evitar distorções. Este processo eliminou a necessidade de limpeza dos pontos de travamento com disco abrasivo antes de soldar a raiz, uma vez que a falta de limpeza do cordão de raiz tem sido uma das principais causas de ocorrência de defeitos internos (COSTA, J. D. M.; FERREIRA, J. A. M.; ABREU, L. P. M., 2010).

Além disso, a soldagem de preenchimento após o resfriamento do tubo, evita a sobreposição de ciclos térmicos que podem resultar na formação de

microestrutura frágil com formação de martensita ou austenita quando o metal de solda é reaquescido em um segundo passe de preenchimento sem que tenha terminado o processo de recristalização (BHADESHIA, H. K. D. H., 2011).

Estas diferenças são causadas pela variação da área de contato e do período de permanência sob alta temperatura à medida que o ângulo da junta é alterado. Com o uso do arame ER80S-B2 como metal de adição, as propriedades mecânicas são favorecidas, obtendo-se uma boa relação de resistência e tenacidade, inclusive uma elevada resistência a fluência, devido a formação de ferrita acicular em sua microestrutura, pois a formação de grãos deste microconstituente acontece de maneira desordenada (ESAB, 2017). Todas essas variações interferentes do processo de corte e soldagem podem ser medidas e verificadas experimentalmente através de técnicas específicas e sensíveis a alterações da microestrutura. Assim, com um exame simples de raios-x com dois filmes por junta soldadas (ASTM e 1032) é possível facilmente identificar qualitativamente as descontinuidades metalúrgicas provocadas por defeitos de soldagem e inclusões não metálicas (SARAVANAN, T. et al., 2014).

Já uma observação mais específica e detalhada da microestrutura da junta soldada pode ser determinada também por ensaios metalográficos e observação por microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV). Nestes ensaios é possível caracterizar precisamente o desenvolvimento da microestrutura tanto na ZF quanto na ZAC, quanto a morfologia, composição, o tamanho de grão e o percentual volumétrico de cada microconstituente através de análise de imagem. Isto porque estas zonas adquirem composições e morfologias diferentes do metal de base após a soldagem e a fragilização pode ocorrer tanto pelos padrões de rearranjo dos microconstituintes quanto pela sua composição química (AGUIAR, ISABELA VIEGAS et al., 2015).

O efeito das alterações identificadas microscopicamente pode ser confirmado com ensaios de microdureza Vickers e tração na junta soldada. Estes ensaios permitem mensurar e comparar quantitativamente o quanto a temperatura de pico, o tempo de permanência sob alta temperatura e a taxa de resfriamento do metal influenciam nos valores de microdureza e nos limites de resistência à tensão e ao escoamento. Em estudos anteriores, diferenças de 150 HV (convertido de HRC) nos ensaios de dureza resultaram em 121 MPa no

limite de resistência a tensão e 123 MPa no escoamento após soldagem TIG (KUMAR, P. NAVEEN et al., 2014).

As diferentes microestruturas formadas podem afetar o perfil de dureza, assim como os limites de resistência a tensão e ao escoamento. Ao final, essas diferenças podem impactar na tenacidade, a qual, é uma propriedade importante para este tipo de aplicação (FONSECA M.A. et al., 2006).

O aumento no perfil de dureza está associado às formações de microestruturas martensítica, que se formam a partir da temperabilidade do material ou teor de carbono equivalente (CE) e da taxa de resfriamento. Nessa condição um aumento na temperabilidade do material associado ao aumento da velocidade de resfriamento pode favorecer a formação desse microconstituente.

2 OBJETIVO

O objetivo do presente estudo foi avaliar por meio de análises metalográficas e ensaios mecânicos, o efeito da variação do ângulo de chanfro da junta, na microestrutura do aço AISI 4130 e o efeito sobre o desempenho mecânico, quando submetido aos processos térmicos microcontrolados de soldagem TIG mecanizada, quando o ângulo da junta varia, em 30°, 45° e 60° na secção transversal de corte reto, e os demais parâmetros de soldagem são mantidos constantes, (comprimento do arco, ângulo de inclinação da tocha, ângulo de entrada do arame eletrodo, e velocidade de soldagem).

3 REVISÃO DE LITERATURA

3.1 AÇO CARBONO DE BAIXA LIGA AISI 4130

Diversos segmentos industriais têm explorado a aplicação de aços de baixa liga em construções mecânicas através de união por soldagem. Dentre os setores onde a aplicação dessa classe de metal está crescendo, estão o aeroespacial e indústrias em geral com uso para diversos propósitos, tais como, berço de motor de aeronaves e trem de pouso. Este crescimento está associado à capacidade de suportar grandes carregamentos com máxima segurança. Assim o aço AISI 4130, é um aço utilizado para construções mecânicas e de componentes de médio carbono e baixa liga que pode ser tratado termicamente, amplamente utilizado em várias aplicações em aeronaves, possui uma boa relação entre resistência e elevada tenacidade mesmo após o processamento térmico, mantém resistência moderada e ductilidade razoável quando tratados por revenimento a 260°C após ser temperado (LANG F.H. e KENYON N., 2004 apud KUMAR, P. NAVEEN et al.,2014).

Este tipo de aço tem como principais elementos de liga o cromo e o molibdênio, além de outros elementos presentes em aços. As principais características dessa liga são alta resistência mecânica e boa resistência à corrosão, podendo ser usados em altas temperaturas - em torno de 370°C. Quando processado à quente, mantém consideravelmente as propriedades

mecânicas, porém possui propriedade de impacto pobre em temperaturas criogênicas (AGGEN G., *et al*, 1993).

Em estudo de soldagem com este aço nos processos laser e TIG seguido de tratamento térmico de revenimento foi constatado que as perdas de propriedades mecânicas são muito pequenas quando comparadas ao metal de base (SOUZA NETO F. *et. al.*, 2015). As análises metalográficas da ZF (Zona Fundida) resultante da soldagem a laser de estudos anteriores, constataram formação de pequenos grãos de martensita e austenita retida. Antes do revenimento, o processo TIG apresentou resposta de alongamento maior do que o laser, porém ambos muito inferiores à resposta do metal de base. Já após o revenimento, o processo TIG apresentou o menor alongamento enquanto que no laser a resposta foi muito próxima a do metal de base (SOUZA NETO F. *et. al.*, 2015).

Dentre os elementos apresentados na Tabela 1, o carbono é o principal elemento de reforço em aços carbono e de baixa liga. Em geral, o limite de resistência ao escoamento (σ_e) aumenta em cerca de 34,47 MPa a cada aumento de 0,01% no teor de carbono (LANKFORD W. T., JR, 1985). Isto, no entanto, é acompanhado por aumento na dureza e redução da ductilidade, resistência à entalhe e soldabilidade com elevação das temperaturas de transição e maior susceptibilidade ao envelhecimento. Em aços estruturais espera-se que os limites sobre o teor de carbono não ultrapassem 0,30%, porém isto depende dos outros elementos químicos ligados, da soldabilidade e da tenacidade desejada. O manganês é um elemento que aumenta a resistência ao endurecimento, ao entalhe, o limite de fadiga, e resistência à corrosão. Também diminui a ductilidade e as temperaturas de transição da fratura, além de impedir o envelhecimento e neutralizar a falta de calor devido ao enxofre. Apesar de reduzir a soldabilidade, o teor de manganês deve ser de três a oito vezes e meia o teor de enxofre. O silício normalmente é usado como elemento desoxidante, inibidor de corrosão na produção de aço, o seu teor influencia no aumento da resistência ao entalhe e dureza, porém reduz a soldabilidade e a temperatura de transição da ductilidade. O cromo é um componente importante dos aços inoxidáveis, melhora a resistência, endurecimento, resistência à abrasão e resistência à corrosão atmosférica,

porém reduz a soldabilidade. Entretanto, com pequenas quantidades de cromo, os aços de baixa liga têm maior resistência à fluência do que os aços de carbono e são usados onde uma maior resistência é necessária para serviço em temperatura elevada. O molibdênio aumenta a resistência à deformação, ao endurecimento, a resistência à abrasão e à corrosão, e também melhora a soldabilidade. No entanto, tem um efeito adverso sobre a tenacidade e temperatura de transição. Com pequenas quantidades de molibdênio, os aços de baixa liga têm maior resistência à fluência do que os aços de carbono e são usados onde maior resistência é necessária para o serviço de alta temperatura (LANKFORD, W. T., JR, 1985).

O aço AISI 4130 pode ser tratado à quente, devido aos elementos de liga Cr e Mo. Com isso, estruturas martensíticas podem formar-se facilmente após o resfriamento e o resultado de dureza é melhor do que dos aços carbono, pois o teor de carbono desses aços é equivalente, considerando seus elementos ligados. No entanto, a dureza deste aço deve ser limitada para espessuras superiores a 12,7 mm, conforme refere a *Aerospace Materials Specification (AMS)* (LEE I. K., 2012).

Dentre os tratamentos térmicos normais, os que se aplicam aos aços AISI 4130 (AGGEN G., *et al*, 1993) são:

- Normalização: Aquecer entre 870 e 925°C e permanecer ao ar frio por um período de tempo que depende da espessura.
- Revenimento: Aquecer a 480°C ou temperaturas superiores, muitas vezes pode ser realizado após a normalização para aumentar o limite de escoamento e reduzir as tensões internas.
- Recozimento: Aquecer entre 830 e 860°C e permanecer por um período de tempo que depende da espessura.
- Endurecimento: Aquecer entre 845 e 870°C e resfriar com água, ou aquecer entre 860 e 885 °C e depois temperar no óleo. O tempo de manutenção depende da espessura.
- Esferoidização: Aquecer entre 760 e 775°C e manter 6 a 12 h em resfriamento lento.

Conforme já foi salientado, os elementos químicos presentes no metal de solda são transferidos pelos consumíveis utilizados, pela diluição do metal de base, e no caso do oxigênio, nitrogênio e hidrogênio, pelo ambiente circundante à poça de fusão. Com a exceção do enxofre e fósforo, os elementos químicos oriundos das duas primeiras formas de transferência são convenientemente categorizados como elementos de liga principais.

Aqueles provenientes do ambiente circundante, bem como o enxofre e fósforo, são frequentemente classificados como impurezas. Dentre os elementos químicos que podem ser considerados como principais, serão apresentados apenas os trabalhos que abordam às influências do C, Mn, Si, Al, Cr, Cu, Mo, e Ni, uma vez que tais elementos são predominantes nas composições químicas participantes dos metais de solda analisados no presente trabalho.

Da mesma forma, entre os elementos considerados como impurezas apenas o oxigênio será tratado, devido a sua importância na formação das inclusões não metálicas.

A influência do Mn, C, Si, Mo, Cr, Ni e Al na microestrutura e propriedades mecânicas de metais de solda ferríticos foram sistematicamente estudados por Evans entre 1980 e 1991, e devido a importância das constatações reportadas, ainda hoje são citadas na grande maioria dos trabalhos que tratam do desenvolvimento da microestrutura em metal de solda.

Esses trabalhos que foram apresentados na sequência, foram realizados como parte de um grande programa de pesquisa, e como tal, fundamentalmente, envolveram um mesmo procedimento de soldagem, consistindo de depósitos múltiplos passes realizados com eletrodo revestido, aporte de calor de 1 kJ/mm e preparação da junta de acordo com a ISO (*International Standard Organisation*) 2560-1973. Além dessas similaridades no procedimento de soldagem, também em todos os trabalhos as análises metalográficas, verificação da composição química participante e as medidas da resistência mecânica e tenacidade ao impacto dos metais de solda na condição como soldados, foram feitas na região central do último passe. Ainda para essa região do metal de solda, as variações nos teores de Mn, C, Si, Mo,

Cr, e Ni investigados, foram conseguidas através da utilização de eletrodos do tipo básico e de baixo hidrogênio, com os revestimentos formulados adequadamente com relação aos citados elementos químicos.

O primeiro desta série de trabalhos investigou a influência do aumento no manganês (EVANS, 1980) segundo os teores de 0,6; 1,0; 1,4; e 1,8%, com o teor de carbono aumentando de 0,035 a 0,051% e do oxigênio diminuindo de 490 a 390 ppm, conforme o aumento no manganês. O teor de silício apresentou uma pequena dispersão em torno do valor médio de 0,32%.

Foi constatado o favorecimento na formação da ferrita acicular, às custas da ferrita pró-eutetóide, além do refino no seu tamanho de grão. O termo produtos lamelares intermediários foi utilizado de forma genérica para se referir tanto a ferrita de placas de laterais, como a bainita superior. Um efeito constatado através do uso de MET em réplicas de carbono foi o aumento na incidência de pequenas e bem dispersas áreas de austenita retida. Entretanto, somente no caso do teor de manganês de 1,8% a quantidade de austenita retida, cerca de 1%, foi suficiente para ser detectada por difração de raios X. O aumento na quantidade da ferrita acicular justificou o aumento verificado na resistência mecânica. Sobre a tenacidade ao impacto, avaliada por ensaio Charpy, foi observado que a melhor situação em termos de energia absorvida seria alcançado com 1,5% de manganês, apesar do melhoramento progressivo na microestrutura até o valor máximo de aumento no teor de manganês. Nessas condições, o efeito do endurecimento por solução sólida explicou tal comportamento.

A influência do carbono (EVANS, 1983) foi verificada através do aumento do teor em quatro níveis, ou seja, 0,05; 0,07; 0,1 e 0,15%, para cada um dos teores de manganês correspondente a faixa entre 0,6 a 1,8%, utilizada no trabalho anterior. O teor de silício foi balanceado, variando na faixa entre 0,30 e 0,41%.

Os resultados com relação às microestruturas mostraram que houve um aumento na quantidade da ferrita acicular, com correspondente diminuição nas quantidades de ferrita de contorno de grão e poligonal. Dois outros efeitos também observados foram o aumento na quantidade de microfases do tipo M-A

e a alteração na relação de aspecto das ripas de ferrita acicular. Esse último efeito foi acompanhado do aumento na precipitação de carbonetos entre as ripas de ferrita acicular.

Com respeito as propriedades mecânicas, foram verificados aumentos na dureza e na resistência mecânica, enquanto que para a tenacidade ao impacto, avaliada por ensaio Charpy, foi observado que o aumento no teor de carbono teve o efeito de inclinar as curvas da energia absorvida em função da temperatura no sentido de aumento da temperatura de transição dúctil - frágil, conseqüentemente abaixando os patamares de energia dúctil e energia frágil.

A melhor a condição de energia absorvida em todas as temperaturas ensaiadas, foi conseguido com teor de 1,4% de manganês, independente dos teores de carbono investigados. Segundo o autor, em termos práticos esse resultado é importante, pois indica que a diluição em metais de base de alto teor de carbono não pode ser compensada pela diminuição do teor de manganês. Para o nível de energia absorvida de 100J, entretanto, a previsão da menor temperatura de fratura foi feita para o teor de carbono entre 0,07 e 0,09% com o teor de manganês em torno de 1,4%.

Na avaliação da influência do silício (EVANS, 1986) foram utilizados os níveis de teores de 0,2; 0,4; 0,6; e 0,9%, para cada um dos teores de manganês na faixa entre 0,6 e 1,8%. O teor de carbono foi balanceado e variou entre 0,06% a 0,07%.

Uma primeira constatação associada ao efeito do aumento do teor de silício foi a diminuição no teor de oxigênio, porém não foi possível fazer uma correlação direta entre teor de oxigênio e a razão [%Mn]/[%Si]. Em relação às microestruturas obtidas foi constatado que o aumento no teor de silício ocasionou uma diminuição na quantidade de ferrita com MAC (martensita, austenita retida e carbonetos) alinhada, e aumentos na incidência de microfases do tipo MA e na quantidade de ferrita acicular. A verificação do refinamento da ferrita acicular foi visto com muita subjetividade, prevalecendo a tendência de não considerar a ocorrência desse efeito.

Quanto a influência do aumento do teor de silício nas propriedades mecânicas, contrário ao observado na influência do carbono, a dureza e a

resistência mecânica aumentaram de uma forma não linear. A tenacidade ao impacto deteriorou-se num grau dependente do teor de manganês. A explicação para essa constatação foi dada em função do endurecimento por solução sólida e o aumento na quantidade de micro fases não serem contrabalanceados pelo efeito positivo do refinamento do tamanho de grão. Ainda assim, foi concluído que um teor de até 0,5% poderia ser tolerado, desde que o teor de manganês seja otimizado, ou seja, fixe-se em torno de 1,4%.

A Influência do molibdênio (EVANS, 1988) foi investigada desde sua ausência no metal de solda até o teor máximo de 1,1 %, passando pelos teores intermediários de 0,26% e 0,52%. Para cada um desses teores de molibdênio, o manganês foi variado entre os teores de 0,6 a 1,8%, verificando-se a ocorrência de pequenas variações nos teores de carbono e silício em relação aos valores médios de 0,04% e 0,33%, respectivamente.

As análises das microestruturas resultantes mostraram que a quantidade de ferrita acicular aumentou para teores baixos de molibdênio, atingindo um máximo para teores intermediários, e diminuindo para teores maiores. Esse processo foi acompanhado pelo aumento progressivo na quantidade de ferrita com segunda fase e pela diminuição contínua na quantidade de ferrita primária, incluindo as morfologias de contorno de grão e poligonal intragranular. A incidência de micro fases do tipo MA também aumentou.

As constatações quanto as medidas de dureza e resistência mecânica foram reportadas como aumentos nos valores dessas propriedades. Sobre o comportamento da tenacidade ao impacto, avaliada por ensaio Charpy, as curvas da energia absorvida- temperatura mostraram que a faixa da transição dúctil - frágil, com características de mais baixas temperaturas, ocorreu para o teor de 0,24% de molibdênio. Entretanto, para esse teor de molibdênio a condição ótima de energia absorvida em função das temperaturas ensaiadas foi alcançada com teores de manganês abaixo de 1,4%.

Da mesma forma como foi feita a variação do molibdênio, a influências do aumento do teor de cromo (EVANS, 1989) e aumento no teor de níquel (EVANS, 1990) e alumínio (EVANS, 1991) também foram investigadas a partir da ausência desses elementos, porém com seus teores adicionais apropriados

a cada caso estudado. Em consentimento com a metodologia adotada pelo autor, o teor de manganês foi variado de 0,6 a 1,8% para cada um dos teores de cromo e níquel considerados.

No caso do cromo (EVANS, 1989) os teores adicionais de 0,25; 0,5; 1,0 e 1,2% foram considerados, com o teor de carbono mantido praticamente próximo do valor médio de 0,05%, assim como o silício em 0,32%. As alterações nas microestruturas foram marcadas pela diminuição contínua da ferrita primária, até à sua completa eliminação. A ferrita acicular, inicialmente, além no refino do seu tamanho de grão, aumentou em quantidade, atingindo um valor máximo para teores médios de cromo. Para teores maiores de cromo a ferrita acicular foi progressivamente substituída pela ferrita com segunda fase.

No caso extremo do teor de cromo investigado, a ferrita acicular foi quase que totalmente substituída pela ferrita com segunda fase alinhadas e não alinhadas. A maior ou menor ocorrência de todo esse processo foi atribuído ao teor de manganês conjugado. A incidência das microfases do tipo M-A também foi crescente com o aumento do teor de cromo.

Com respeito ao comportamento das propriedades mecânicas, a dureza e a resistência mecânica aumentaram linearmente com o aumento do teor de cromo. A tenacidade ao impacto, por sua vez, foi afetada adversamente, principalmente para teores de cromo acima de 1%, refletindo a alteração da microestrutura da ferrita acicular pela ferrita com segunda fase.

Com relação ao teor de manganês, o melhor comportamento das propriedades mecânicas como um todo, ocorreu com aproximadamente 1,0%.

Para o estudo da influência do níquel (EVANS, 1990), os teores adicionais corresponderam aos valores de 0,5; 1,0; 2,25 e 3,5%, com o teor de silício fixando-se também em torno do valor médio de 0,32 e o teor de carbono tendo uma pequena variação na faixa entre 0,04 a 0,05%. As constatações relacionadas a alteração da microestrutura foram reportadas como uma redução progressiva na quantidade de ferrita primária e aumentos nas quantidades da ferrita com segunda fase e ferrita acicular, excetuando a combinação extrema de teores de manganês e níquel, onde ocorreu a

incidência da martensita em detrimento da ferrita acicular. Quanto as partículas de segundas fases, foi reportado o efeito do aumento do teor de níquel em suprimir a formação de perlita e camadas finas de cementita, conseqüentemente aumentando a incidência das microfases do tipo M-A.

Com relação as propriedades mecânicas, o aumento no teor de níquel provocou aumentos na dureza e resistência mecânica. Já o comportamento da tenacidade, como avaliada pela curva da energia absorvida em função da temperatura e obtida em ensaio de impacto Charpy, foi caracterizado, primeiro, pelo efeito do aumento do teor de níquel em abaixar o patamar de energia dúctil e, segundo, pela dependência do aumento ou diminuição da temperatura de transição dúctil - frágil com o teor de manganês, ou seja, a adição de níquel foi benéfica com baixos teores de manganês e prejudicial com teores mais elevado de manganês.

Em relação ao nível ótimo de teor de manganês, foi detectada a mudança de 1,4%, correspondente a baixos teores de níquel, para 0,6% com teores maiores de níquel. Evidentemente que esse comportamento refletiu precisamente na alteração da microestrutura observada. Um pouco diferente do estudo do Mo, Cr e Ni, no alumínio (EVANS, 1991) sua ausência foi considerada como sendo o teor residual de 5 ppm e os teores adicionais foram variados entre 20 e 610 ppm. No ajuste da composição química dos metais de solda os teores obtidos de manganês e silício não foram convenientemente balanceados e variaram de 1,36% a 1,42% e de 0,32 a 0,57%, respectivamente. O teor de carbono, pelo contrário, fixou-se em torno do valor médio de 0,08%, enquanto que o oxigênio permaneceu praticamente constante em 430 ppm. O teor de titânio foi bem balanceado, variando entre 36 e 43 ppm. Quanto ao nitrogênio, o seu teor diminuiu de 67 para 48 ppm com o aumento no teor do alumínio.

O exame metalográfico realizado mostrou que a quantidade de ferrita acicular teve um comportamento irregular em relação ao aumento do teor de alumínio, diminuindo para pequenos teores, aumentando para teores intermediários e voltando a diminuir para teores maiores. Paralelamente, um comportamento contrário foi observado na quantidade de ferrita com segunda fase e praticamente inalterado com respeito a quantidade da ferrita primária.

Basicamente, a explicação para tais observações foi dada em termos de uma possível mudança progressiva das inclusões não metálicas nucleantes MnO e SiO₂ com compostos na superfície contendo Mn, Cu, S e Ti para à inerte Al₂O₃ com muito pouco de Ti na camada superficial.

Essa alteração provavelmente influiu de uma maneira competitiva na potencialidade de nucleação intragranular através das inclusões não metálica e aquela decorrente do efeito do tamanho de grão da austenita anterior.

Uma confirmação adicional foi a constatação de que as modificações no tamanho de grão da austenita anterior correspondeu exatamente com o comportamento da quantidade da ferrita com segunda fase.

O comportamento observado nas propriedades mecânicas representou com quase total fidelidade o efeito micro estrutural comentado. Por exemplo, na faixa a partir do teor residual de alumínio até cerca 200 ppm, os valores das medidas de dureza realizadas diminuíram até próximo de 100 ppm, voltando a apresentar pequenos aumentos para teores maiores. A resistência mecânica mostrou um pequeno aumento até 100 ppm seguida também de uma pequena diminuição até 200 ppm e manteve-se praticamente constante para teores maiores de alumínio adicionado. A tenacidade ao impacto, interpretada através da relação temperatura de fratura para 100 J de energia absorvida com o aumento do teor de alumínio, mostrou um aumento significativo na temperatura para teores próximo de 100 ppm. Ainda a respeito da tenacidade, foi concluído que o comportamento ótimo dessa propriedade ocorreu com o teor residual de alumínio.

(SOUNI, E.S. et al, 1991) a respeito da influência do cobre, em metodologia idêntica aos trabalhos realizados por Evans sobre a influência do Mn, C, Mo, Cr e Ni, portanto dispensando maiores detalhes a esse respeito, estudou o seu efeito em metais de solda com teores variando entre 0,02 a 1,4%, e com os teores de C, Mn e Si mantidos quase que inalterados, em 0,07%, 1,5% e 0,34%, respectivamente. Em relação aos efeitos nas microestruturas, foi observado um refinamento geral com o aumento do teor de cobre no metal de solda, atribuído à tendência desse elemento químico, como

também o carbono, manganês, níquel, entre outros, em suprimir a transformação austenita - ferrita.

Com exceção do limite inferior de presença de cobre no metal de solda (0,02%), que apresentou a maior quantidade de ferrita acicular (89%), teores maiores foi associado a uma diminuição na quantidade de ferrita acicular, embora mantendo ainda o predomínio de microestruturas contendo grandes quantidades desse constituinte.

A ferrita primária de contorno de grão e a ferrita com segunda fase alinhada apresentaram um comportamento misto, representado por um pequeno aumento em suas quantidades até teores de cobre intermediários da faixa considerada, voltando a diminuir para os teores próximos do limite superior da adição.

Uma vez que foi detectado um acentuado refino do tamanho de grão da austenita anterior, o que implicaria em um aumento nos locais potenciais para a nucleação da ferrita primária de contorno de grão e ferrita com segunda fase alinhada, e portanto também um efeito negativo no sentido de diminuir a quantidade de ferrita acicular, a manutenção de elevadas quantidades de ferrita acicular foi, então, admitida como uma possível consequência do aumento da temperabilidade dos metais de solda no sentido de aumentar a temperabilidade dos mesmos.

Adicionalmente, foi feita a observação de que o aumento no teor de cobre não afetou a composição química das inclusões e conseqüentemente sua eficiência na nucleação da ferrita acicular. No que concerne ao comportamento das medidas de dureza e resistência mecânica, foi constatado que ambas propriedades mecânicas aumentaram linearmente com o aumento do teor de cobre. Para o teor de 1,4%, o aumento na temperatura de transição e o abaixamento do patamar de energia dúctil, observados nas curvas energia absorvida - temperatura obtidas por ensaio Charpy, foi atribuído aos efeitos da grande incidência de segundas fases contendo altas proporções de martensita maclada, aumento na quantidade de ferrita com segunda fase alinhada e, numa menor extensão, os efeitos de endurecimento por precipitação de partículas ricas em cobre. Para teores de cobre entre 0,02 e 0,66% o

comportamento quase inalterado nas referidas características das curvas energia absorvida - temperatura foi considerado como uma possível consequência da alta quantidade de ferrita acicular, moderado aumento na incidência das segundas fases, e refinamento global da microestrutura.

Em um senso de comparação é primordial também considerar as constatações feitas em outros importantes trabalhos sobre as influências de alguns dos elementos pesquisados por Evans. Um exemplo, o trabalho realizado por (HARRISON e FARRAR, 1987) sobre os efeitos da variação do manganês (de 0,5% a 2%) e níquel (de 0% a 3,5%) no desenvolvimento da microestrutura em metais de solda C-Mn e C-Mn-Ni, concernente a influência da velocidade de resfriamento.

No que diz respeito à influência da composição química, foi constatado que tanto o manganês, quanto o níquel abaixaram as temperaturas das transformações em todas as regiões dos diagramas CCT obtidos. De uma forma mais específica, para uma mesma velocidade de resfriamento, a sobreposição dos diagramas CCT obtidos mostrou que o aumento dos teores desses elementos abaixou a temperatura de início de transformação da ferrita poligonal numa amplitude maior do que a temperatura de início de transformação da ferrita acicular, conseqüentemente resultando em uma maior quantidade da ferrita acicular.

Em termos relativos, foi sugerido que em tal efeito a influência do manganês é maior do que a influência do níquel. Também, em ambas adições de manganês e níquel, a formação da perlita foi gradativamente suprimida. Particularmente com respeito ao manganês, apesar de ter sido observada a tendência de não alterar a quantidade máxima de ferrita de placas laterais presentes, foi comentado o efeito da alteração da velocidade de resfriamento necessária para removê-la da microestrutura final.

(LEE et al., 1989) utilizando também a construção de curvas CCT investigaram o efeito do manganês na microestrutura de aços C-Mn, diferenciados nos teores de 1,33; 1,58; 1,73 e 1,99% e com teores de carbono e silício mantidos em torno de 0,11% e 0,29%, respectivamente. A principal constatação com respeito ao efeito do aumento do teor de manganês na faixa

considerada foi a supressão gradual da ferrita poligonal, promovendo a formação da ferrita acicular e da bainita, além da alteração das segundas fases passando de perlita para pseudo perlita e, em seguida, para martensita maclada.

Contrário à disposição lamelar da ferrita e cementita da perlita tradicional, a pseudo perlita foi definida como resultado do crescimento independente da cementita e ferrita a partir da austenita.

Embora esse trabalho trate do desenvolvimento microestrutural em metal de base, as explicações fornecidas para as constatações reportadas são importantes porque qualitativamente podem ser associadas às zonas reaquecidas em de metal de solda obtido por múltiplos passes. Assim, admitindo que o crescimento da ferrita poligonal é controlado pela difusão do manganês na austenita, um aumento no teor desse elemento aumenta o tempo de incubação para a formação desse constituinte, deslocando para a direita a sua correspondente região na curva CCT.

A alteração das segundas fases foi atribuída ao aumento da temperabilidade da austenita (residual) enriquecida de carbono e, conseqüentemente, abaixando a temperatura de sua transformação. Isto teria feito com que, no caso do surgimento da pseudo perlita, o crescimento cooperativo da ferrita e cementita não se procedesse. Um decréscimo ainda maior na temperatura de transformação, por efeito de um aumento maior no teor de manganês, suprimiu de tal forma a difusão de átomos de carbono que propiciou a transformação sem difusão, isto é, o surgimento da martensita como uma segunda fase.

Na mesma época do trabalho realizado por Evans sobre o efeito da adição de cromo, (SNIEDER e KERR, 1984) estudaram o efeito do aumento desse elemento na microestrutura e propriedades mecânicas em metais de solda obtidos por soldagem a arco submerso. As soldas foram realizadas em passe único sobre tiras de aço ARBL sem preparação de junta e utilizando consumíveis convencionais na soldagem a arco submerso. O aporte de calor teórico foi calculado em aproximadamente 3,1 kJ/mm.

O teor de carbono, manganês, silício, cobre, molibdênio e nióbio, praticamente não se alteraram. Com o níquel, ocorreram pequenas variações nos teores e foram assumidas como propositais. A variação no teor de cromo de 0,032% a 1,84% foi conseguida pela deposição de diferentes quantidades de pó de cromo, feitas antes das operações de soldagem e sobre pequenos chanfros usinados nas tiras de aço.

Os resultados das medidas metalográficas realizadas, reportados apenas para teores de no máximo 0,73%, mostraram que até o referido teor as microestruturas foram compostas de aproximadamente 90% de ferrita acicular, enquanto que a quantidade de ferrita pró-eutetóide diminuiu continuamente. A incidência de microfases do tipo M-A também foi constatada aumentar.

Para teores mais elevados de cromo foi verificado certa dificuldade em delinear os contornos dos grãos dos constituintes presentes com o uso do reagente nital. Através da utilização de tingimento colorido foi possível revelar melhor as microestruturas que consistiram de grãos com elevada relação de aspecto, porém de natureza indefinida entre ferrita e bainita. A tendência de apresentação dessa característica morfológica foi relatada como proporcional aos elevados teores de cromo.

Com respeito as propriedades mecânicas, até o teor de 0,73%, apesar de níveis similares de oxigênio e valores das medidas de microdureza e resistência mecânica, foi observado a tendência de abaixamento no patamar de energia dúctil nas curvas da energia absorvidas em função da temperatura, obtidas por ensaio de impacto Charpy instrumentado em corpos de provas previamente trincados por fadiga, além do deslocamento da região de transição dúctil - frágil no sentido de temperaturas maiores. Para explicar esse comportamento, foi sugerido os efeitos combinados da distribuição no tamanho das inclusões e uma alteração na resistência interfacial matriz - inclusão, causadas por mudanças nas formas e possivelmente nas composições das inclusões. Com teores maiores que 0,73%, as diferenças nessas características mecânicas apontadas foram bem mais significativas.

(RAITER e GONZALEZ, 1989) utilizando uma metodologia também bastante semelhante ao trabalho realizado por Evans sobre a influência do

molibdênio, considerado anteriormente, investigou os efeitos desse elemento químico para os teores de 0,01 %; 0,3% e 0,5% em relação a cada um dos seguintes teores de manganês: 1,0%; 1,6% e 2,0%. Para essas variações nos teores de molibdênio e manganês, o carbono variou de 0,05% a 0,06%. As soldas foram múltiplos passes, com dois cordões por camada e realizadas com eletrodo revestido depositados em juntas de aço C-Mn preparadas de acordo com a AWS (*American Welding Society*) A5.5 - 81 . O aporte de calor utilizado foi de 1,8 kJ/mm.

As variações nos teores de molibdênio foram conseguidas através da alteração na formulação do revestimento do eletrodo. As avaliações das microestruturas, bem como às análises químicas, medidas da resistência mecânica e tenacidade ao impacto, foram feitas no topo do cordão de solda.

Em todas as condições investigadas de aumentos no teor de molibdênio, foi constatado aumentos significativos na quantidade de ferrita acicular, às custas da ferrita primária e ferrita com segunda fase, além do refinamento geral da microestrutura.

Também, os aumentos constatados na resistência mecânica foram quase que linear em todas as condições investigadas de teores de molibdênio. A tenacidade ao impacto, avaliada por ensaio Charpy, mostrou um decréscimo no patamar de energia dúctil das curvas da energia absorvida em função da temperatura, acompanhado de pouca alteração na temperatura de transição dúctil - frágil determinada pelo critério de 50 J de energia absorvida. Independente do teor de molibdênio, a melhor condição de temperatura de transição dúctil - frágil foi obtida para o teor de 1,6% de manganês.

Considerando somente as microfases do tipo M-A, observa-se que todos os trabalhos apresentados neste item da revisão foram praticamente unânimes na constatação de que os aumentos nos teores dos elementos de liga considerados promoveram a formação desse constituinte, ainda que as razões para essa ocorrência não tenham sido prontamente explicitadas. A esse respeito, é oportuno reconsiderar a revisão realizada por (MATSUDA, 1996), abrangendo artigos publicados principalmente no Japão, entre 1981 a 1994, e

relacionados ao estudo da natureza física, incidência e decomposição do constituinte M-A em juntas soldadas.

Na parte dos efeitos da composição química na formação do constituinte M-A, foi admitido, no caso do Mn, Cr e Mo, que a maior incidência desse constituinte em aços contendo teores elevados dos referidos elementos é decorrente do efeito da diminuição da temperatura de início de transformação da bainita (BS) para além de 600°C, uma vez que em torno dessa temperatura a austenita rica em carbono se decompõe numa mistura de ferrita - cementita.

Como pode ser facilmente deduzido, tal explicação é concernente a ZAC. De fato, embora seja bastante vaga a informação quanto ao local da incidência do constituinte M-A nas citações dos artigos revisados, ou seja, se no metal de solda ou na ZAC, percebe-se que a maioria deles tratam da ZAC, real ou obtida por simulação. De qualquer modo, essa não é uma limitação fundamental, pois a formação do constituinte M-A em metais de solda parece estar muito relacionado apenas com o fenômeno da transformação de fases no estado sólido; nesse caso, bem semelhante à sua incidência na ZAC.

A partir dessa consideração, torna-se viável reportar também as explicações dadas nos trabalhos citados sobre os efeitos do silício, níquel e cobre. Assim, em aços de alta resistência mecânica ($500 < \sigma_e > 600\text{Mpa}$), adquirida por teores elevados de silício, a grande incidência do constituinte M-A foi atribuída ao efeito desse elemento em retardar a precipitação da cementita durante a transformação da bainita, tornando a austenita remanescente saturada de carbono, facilitando o surgimento de micro fases. Ainda para aços de alta resistência, porém conseguida pelo alto conteúdo de níquel ou cobre, foi aceito que a grande incidência de micro fases do tipo M-A, decorreu simplesmente dos efeitos desses elementos em aumentar a temperabilidade do material.

3.2 EFEITOS DOS CICLOS TÉRMICOS EM AÇOS CARBONO E DE BAIXA LIGA

Os severos ciclos térmicos gerados pelo processo de soldagem provocam alterações na microestrutura do aço nas regiões da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZAC), provocando variação das propriedades metalúrgicas do metal nestas regiões. No processo de solidificação da ZF ocorrem os fenômenos de nucleação e crescimento de cristais, formação de estruturas de grãos colunares ou equiaxiais, segregação e porosidade. Durante o resfriamento, ocorrem também na ZAC em estado sólido as transformações martensíticas, crescimento de grãos e precipitações de carbonetos duros, onde o resultado destas transformações depende da temperabilidade do aço ou teor de carbono equivalente (CE) e dos parâmetros de soldagem. Espera-se assim, uma microestrutura semelhante ao metal de base com boa resistência e tenacidade (FONSECA, M.A. et al., 2006).

Na soldagem o CE pode ser usado como indicador de temperabilidade e está relacionado ao tempo crítico de resfriamento para formação de microestrutura martensítica na ZAC em condições de resfriamento $t_{8/5}$. Da mesma forma o CE tem sido utilizado em tratamentos térmicos de aços endurecíveis para obtenção de matrizes martensítica. A proporção do microconstituente Martensita está diretamente relacionada com o endurecimento do aço, mas não diretamente relacionada à dureza da ZAC e à resistência mecânica do material (KASUYA T. e YURIOKA N., 1993).

A fórmula do CE Figura 1, também é utilizada para estimar a sensibilidade do aço carbono ou de baixa liga à fissuração por hidrogênio, uma vez que, a elevada dureza e a baixa tenacidade favorecem a sua ocorrência à frio, principalmente em ciclos térmicos com elevadas taxas de resfriamento ou de baixa energia. Aços carbono e de baixa liga são menos sensíveis a fissuração abaixo de 0,40%, enquanto que acima de 0,60% são altamente sensíveis (MARQUES, P.V., et. al., 2017).

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3}$$

Figura 1: Fórmula carbono equivalente

Aços de alta resistência e baixa liga possuem uma combinação de alta resistência e tenacidade elevada, porém essa combinação pode ser prejudicada pelos ciclos térmicos de soldagem devido a formação de microestrutura indesejada na zona afetada pelo calor. Neste caso a tenacidade pode ser reduzida pela formação de grãos grosseiros e, em geral, no primeiro passe a microestrutura é predominantemente composta por ferrita *side-plates* (bainita superior e ferrita de *Widmanstätten*) e austenita. Na soldagem de multipasses, a formação de grãos grosseiros fica inalterada quando a região não é reaquecida ou quando a temperatura de pico fica abaixo de 1100°C, essa condição depende da distância entre a região reaquecida e o ponto de fusão. No reaquecimento uma parte da microestrutura transforma-se em austenita ou ferrita de segunda fase. Essa transformação preferencialmente acontece com a nucleação da austenita e crescimento ao longo da austenita formada no primeiro passe de soldagem. Esse tipo de microestrutura pode conter ilhas de austenita e possuir a característica de ser dura e quebradiça com tenacidade inferior à microestrutura formada pelo primeiro passe. Em aços de baixa liga a resistência pode ser obtida por precipitação e refinamento de grãos através de elementos atômicos microligados individualmente ou em combinação, sua função é suprimir a transformação de austenita em ferrita e reduzir a estabilidade da austenita (JUN HUN et al, 2013).

3.2 PROCESSO DE CORTE COM ARCO DE PLASMA

A tecnologia de plasma nos últimos anos surgiu como uma nova técnica para a fabricação, equipamento oferece a vantagem de corte com bordas livres de rebarba, com largura de corte e zona afetada pelo calor muito pequeno, sem a presença de oxigênio na formação do mecanismo de corte. Isto é, a formação de escórias na superfície de corte é baixa. Plasmas de interesse tecnológico podem ser divididos em termo plasmas de “equilíbrio” e “não equilíbrio”. A categoria de interesse deste trabalho é o termo plasma de equilíbrio, o qual é

um plasma de pressão atmosférica caracterizada por uma elevada entalpia e temperaturas em torno de 2000 - 20.000°C. O termo plasma é possível com dispositivos térmicos de plasma capaz de operar a partir de poucas dezenas de watts a alguns megawatts conforme mostra a Tabela 2 (VENKATRAMANI N., 2002).

Tabela 1: Energia de Trabalho de Dispositivo de Plasma.

Energia de Trabalho de Dispositivo Plasma	
Nível de potência em kW	Aplicação de dispositivos
0,1 – 1	Soldagem de chapas finas
1–10	Soldagem e corte de chapas finas
10–100	Corte de plasma, soldagem, aspersão, usinagem, processamento de material
100–1000	Corte Subaquático, de processamento de plasma, metalurgia plasma, simulação espacial
> 1000	Fonte alta entalpia, túneis de vento, aquecedores de plasma

Adaptado de: (VENKATRAMANI N., 2002).

As tochas de termo plasma também conhecidas como plasmatrons dependem da fonte primária, a qual pode ser de corrente contínua, corrente na frequência da rede, ou pela rádio frequência alternada, conhecidas como DC, AC ou tochas de rf. Um maçarico de plasma DC convencional consiste de uma barra de cátodo de tungstênio e um ânodo de cobre arrefecido a água, moldado na forma de um bocal (Figura 2). Os dois eletrodos estão separados por uma camada isolante que também possui uma entrada para o gás de plasma. Quando um gás é introduzido no intervalo entre os eletrodos, e um arco de DC é estabelecido e empurrado através do bocal, resulta em uma temperatura elevada, com uma chama de alta velocidade.

A tocha pode variar em relação a estabilização do arco, geometria do eletrodo, gás plasma, resfriamento do eletrodo e do tipo de fluxo de gás. O jato de

plasma pode ser operado em um modo de arco transferido / arco não transferido para a peça de trabalho.

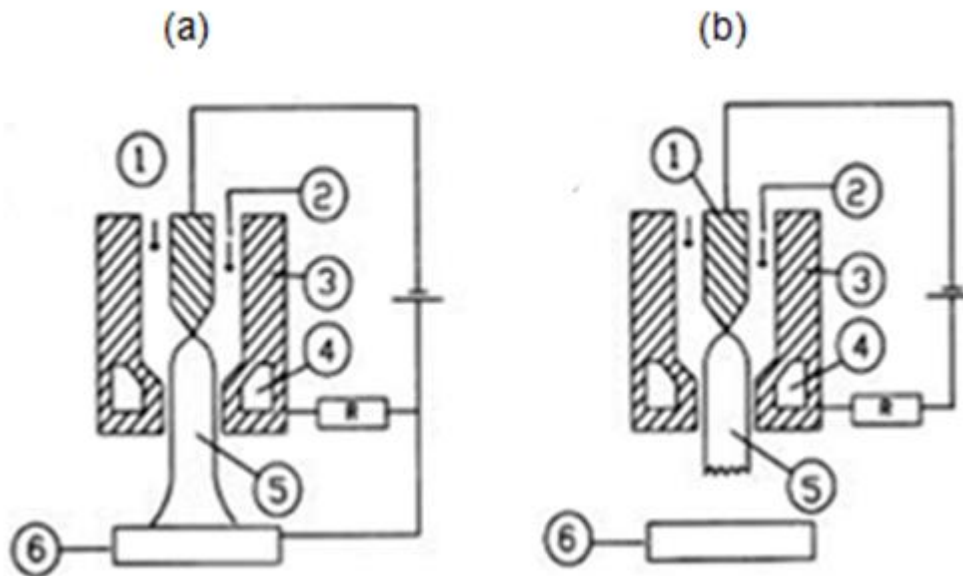


Figura 2: Arco transferido (a)/ não transferido (b), (VENKATRAMANI N., 2002).

Tabela 2 : O mecanismo da tocha Figura 2.

N	Descrição
1	Eletrodo de tungstênio
2	Passagem do gás
3	Anodo de cobre (bico)
4	Passagem de fluido de refrigeração
5	Jato de plasma
6	Peça de trabalho

(COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018)

De uma forma geral, o arco passa do cátodo para o ânodo através de um orifício no bocal e segue para o solo, uma vez que representa o caminho de menor resistência, conforme Figura 3 (a e b). Os arcos transferidos são usados para o corte à plasma, soldagem, fusão, evaporação, refino e tratamento de superfície (VENKATRAMANI N., 2002).

Em estudos anteriores o plasma foi utilizado no modo arco de não transferido em processos de soldagem, com uso de gás de argônio e CO₂. O processo possuía dois sistemas elétricos chaveados para formação do arco. O primeiro formava o arco no modo transferido apenas para estabelecer o contato entre o arco e a peça, em seguida o segundo sistema de arco não transferido foi ligado, desligando o primeiro simultaneamente. Neste modo a peça ficou isolada da energia do cátodo e o calor foi transferido a partir da condução da coluna do arco, pela radiação e pelas convecções térmicas geradas na superfície da peça (ESSERS, W. G.; WALTER, R., 1981). Os gases mais comumente utilizados na geração de plasma são de argônio, hélio, azoto, ar comprimido (mistura) e hidrogênio. No entanto, o uso do ar comprimido torna o processo mais eficiente, devido a sua alta entalpia, baixo custo e capacidade de fornecer alta energia com baixa tensão para sustentar a coluna do arco. Assim, com o ar comprimido é possível transferir calor com a formação de uma coluna de arco de plasma estreita que possui a função de condutor de eletricidade após a ionização. A ZAC produzida por este processo é inferior a 1mm para chapas relativamente espessas de 25mm sem alteração prejudicial na composição química por perda de elementos de liga, exceto o carbono que apresentou aumento entre 1,3 e 1,6 vezes e provocou o aumento da dureza, no entanto a soldabilidade do metal não foi afetada (TINGAEV, A. K.; GUBAYDULIN, R. G.; ILIN, I. A., 2016).

O fluxo de gás de plasma a tensão e a velocidade de corte precisam ser devidamente equilibrados, a fim de se obter um arco estável, de modo a não soprar o arco nem deixar de fazer o efeito térmico e a pressão necessária para forçar o arco para baixo através do bocal e ser capaz realizar a fusão e a remoção do metal na região do corte. Este tipo de gás possui baixa condutividade e, por isso, permite a formação de uma coluna de constrição estreita com um arco mais concentrado. Uma definição correta desses parâmetros juntamente com a velocidade de operação resulta em melhor qualidade no corte (CHAMARTHI, SUBBARAO et al., 2013). A qualidade do corte pode ser avaliada pelas características do corte, como, rugosidade, conicidade, e comprimento da ZAC. Estes são defeitos influenciados pelos parâmetros de operação de velocidade de corte, corrente, pressão do gás e

comprimento do arco. A rugosidade e a conicidade é afetada principalmente pelo comprimento do arco, e o comprimento da ZAC pela corrente (SALONITIS, K., 2012). No entanto, o ar comprimido poder reagir com o material metálico em processamento formando uma fina camada de óxido na superfície.

A eficiência da tocha de corte à plasma depende de alguns parâmetros que devem ser selecionados e seus valores ajustados adequadamente. Em relação ao material em estudo nesse trabalho (tubo de aço AISI 4130) é preciso considerar a espessura e a resistência ôhmica do material para saber qual a tensão e a corrente necessária e obter a potência desejada. A geometria do bocal quanto ao comprimento e a sua largura possibilitam uma boa pressão térmica do arco, ajudando a definir o tipo de eletrodo e do gás para arrefecimento adequados ao sistema. Com estes parâmetros definidos é preciso ajustar os valores de tensão (T_{arc}), corrente (I_{arc}) e a taxa de fluxo de gás para realizar o trabalho de corte com mínima transferência de calor necessária para uma maior eficiência. Portanto, um bocal para cortes de pequenas espessuras associado ao gás de ar comprimido pode ser usado com valores de tensão do arco entre 110 e 300 volts e corrente em torno de 10A com potência transferida entre 1100 e 3000 Watts (VENKATRAMANI N., 2002).

A potência do arco (P_{arc}) é diretamente proporcional aos valores de T_{arc} e I_{arc} , estabelecendo a relação $P_{arc} = (T_{arc} \times I_{arc})$, como a energia elétrica para o arco é resultado da: soma da potência transferida do cátodo, da potência radiada e convecção a partir da coluna de plasma, da energia transferida para o injetor e da energia transferida ao ânodo da peça de trabalho (VENKATRAMANI N., 2002).

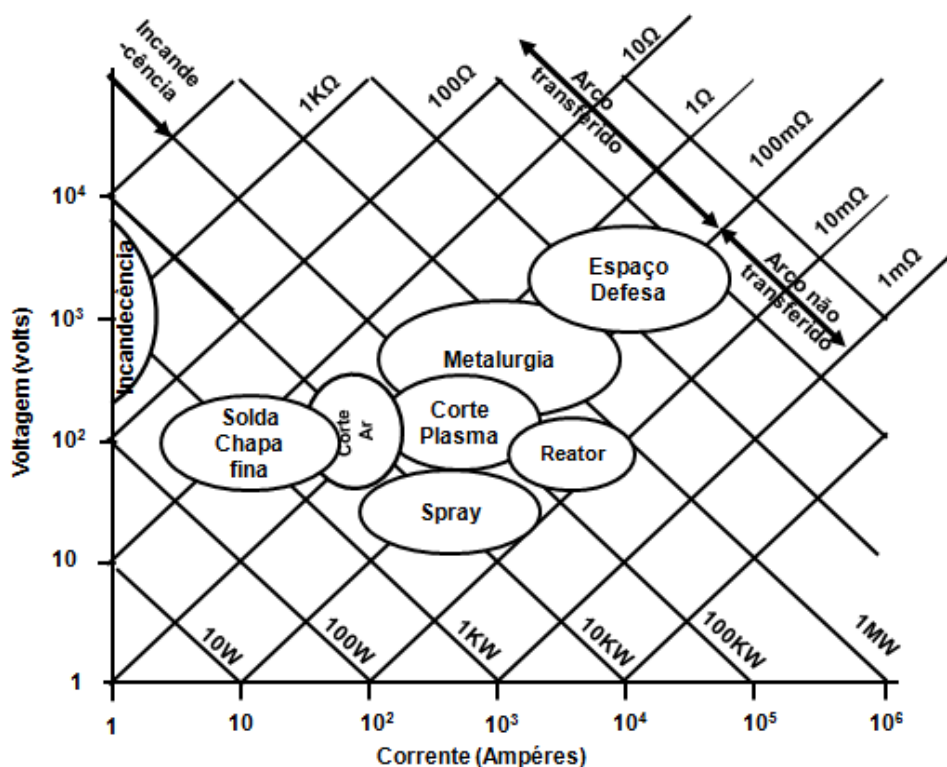


Figura 3: Diagrama de tensão e corrente para corte e solda, (VENKATRAMANI N., 2002).

3.3 SOLDAGEM TIG

O equipamento básico de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), mostrado na Figura (3), como é conhecido no Brasil, e internacionalmente como GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), consiste de uma fonte de energia (CC e/ou CA), tocha com eletrodo de tungstênio, fonte de gás de proteção (Ar ou He) e um sistema para a abertura do arco (geralmente um ignitor de alta frequência). Este ignitor ioniza o meio gasoso, dispensando a necessidade de tocar a peça com o eletrodo para a abertura do arco (o que pode causar a contaminação mútua entre eletrodo e o metal de base). O equipamento para GTAW é mais caro e complicado do que o utilizado na soldagem com eletrodos revestidos (SMAW). Entretanto, a fonte de energia é similar, mas com as características do processo GTAW deve apresentar uma melhor precisão no ajuste da corrente e permitir a soldagem com menores níveis de corrente (até cerca de 5A). O processo é mais utilizado em corrente contínua e o eletrodo de

tungstênio no polo negativo (-CC). Esta configuração garante mais eficiência na fusão da junta e um menor aquecimento do eletrodo (MODENESI e MARQUES, 2006).

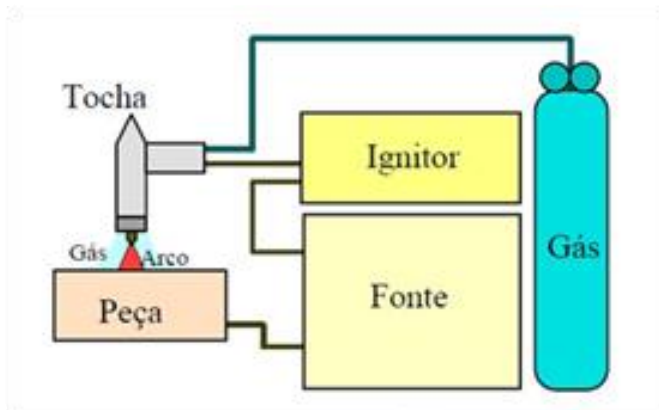


Figura 4: Montagem usual para soldagem TIG, (MODENESI e MARQUES, 2006).

A Soldagem TIG mostrada na Figura (4), é um processo no qual a união é obtida pela coalescência dos materiais, por um arco estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça podendo ser manual ou mecanizada, com ou sem metal de adição (autógena) e a proteção contra inclusões não metálicas proveniente de gases da atmosfera é feita com uso de gases inertes, normalmente argônio, por ter um custo menor do que o hélio, ou mistura desses dois (MODENESI e MARQUES, 2006). O arco pode ser dividido em três macro zonas, isto é, região do cátodo, coluna do arco e região do ânodo. No cátodo, os elétrons são termicamente emitidos a partir de uma pequena região quente conhecida como ponta do cátodo. Da ponta do cátodo os elétrons divergem radialmente gerando forças eletromagnéticas significativas e impulsionam o jato catódico que se movem axialmente em alta velocidade em direção ao ânodo e cria uma área de alta energia na peça de trabalho, ao mesmo tempo que refrigera o eletrodo (WU, C. S.; GAO, J. Q., 2002). Esse tipo de soldagem permite a execução de soldas de alta qualidade e excelente acabamento, particularmente em juntas de pequena espessura (inferior a 10mm e mais comumente entre 0,2 e 3mm) por possibilitar melhor controle das condições operacionais. Entretanto, seções de maior espessura

podem ser soldadas, mas, neste caso, considerações econômicas tendem a favorecer processos com eletrodo consumível. A soldagem GTAW é mais utilizada para aços ligados, aços inoxidáveis e ligas não ferrosas. Um uso comum, para aços estruturais, é a execução de passes de raiz na soldagem de tubulações, com os outros passes sendo realizados pelo processo SMAW ou GMAW (MODENESI e MARQUES, 2006).

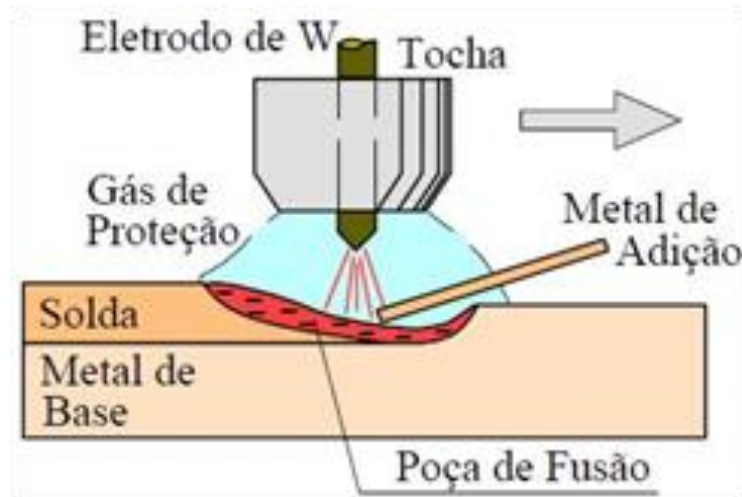


Figura 5: Detalhe da região do arco, (MODENESI e MARQUES, 2006).

Contudo, na soldagem de ligas de alumínio e de magnésio, as quais são recobertas por uma camada de óxido de elevado ponto de fusão, é importante que o metal de base esteja ligado ao polo negativo da máquina. Isto porque nesta polaridade a emissão de elétrons da peça para o arco permite a quebra e remoção da camada de óxido. Para garantir este efeito sem aquecer excessivamente o eletrodo é comum se trabalhar com CA na soldagem desses materiais. Neste caso como o arco tende a se apagar a cada inversão de polaridade de corrente, o ignitor de alta frequência deve operar continuamente para manter o arco aceso (MODENESI e MARQUES, 2006).

3.4 ENERGIA DE SOLDAGEM

A energia de soldagem ou aporte térmico (H) trata-se de um parâmetro alternativo de uso comum, para se chegar a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta (MARQUES et al., 2004). Esta energia é calculada com base nos parâmetros de corrente, tensão e

velocidade de soldagem a arco elétrico, e o valor de H, é dado em kJ/mm (FORTES e ARAÚJO, 2004).

$$H_t = \frac{(I_m) \times (U_m)}{v_s} \times \eta \left[\frac{\text{KJ}}{\text{mm}} \right], (1)$$

Onde: (H_t) é a energia de soldagem ou aporte térmico de calor transferido em um instante de tempo, que pode variar de acordo com o coeficiente adimensional (η) de eficiência de transferência ou rendimento térmico do processo [adimensional] e da velocidade linear de soldagem (v_s). Isto baseado nos parâmetros de tensão (U_m) em Volts e corrente elétrica (I_m) em Ampères ajustados na fonte de soldagem. A eficiência térmica da soldagem também depende de fenômenos que ocorrem na camada limite da região do ânodo que dominam o modo de distribuição, densidade de corrente de arco e do fluxo de calor na superfície da peça de trabalho. Esta camada muito fina situada entre o arco de plasma e a superfície da peça estabelece o contato físico com altos gradientes de temperatura e propriedades de plasma (WU, C. S.; GAO, J. Q., 2002).

A primeira justificativa teórica ampla quanto a interferência de qualquer tipo de adição de massa metálica na distribuição da energia de soldagem e seus efeitos na geometria da região soldada foi dada por (CAMPEBELL e JOHNSON, 1967), quando utilizaram essa característica para reduzir o aporte de calor em procedimentos envolvendo a soldagem de juntas tanto por arco submerso, como por arco aberto com proteção gasosa exterior de CO_2 . Desta forma, foi proposto que em consequência da própria forma com que o arco elétrico incide sobre a junta, grande parte da energia do arco é concentrada principalmente para fundir as bordas do metal de base, sendo o restante da energia usada para fundir os consumíveis (eletrodo e fluxo de soldagem). Como resultado, ocorre uma penetração excessiva e também uma elevada diluição do metal de base. A presença do consumível extra na poça fundida faz com que o excesso de energia disponível do arco elétrico ao invés de somente fundir o metal de base, seja também expendido para fundir o metal adicional, resultando em uma menor penetração e diluição do metal de base.

(TROYER e MIKURAK, 1974) mostraram que um aumento na quantidade de material depositado resulta em ganho em produtividade, quando o pó metálico pode ser totalmente fundido no metal de solda. Adicionalmente, esses pesquisadores também mostraram que, uma corrente mais elevada é requerida para fundir o pó metálico quando se pretende manter a mesma penetração obtida na soldagem sem a adição do pó metálico, e com isso, um aumento a taxa de deposição também deve ser esperado.

A efetividade da fonte de energia na soldagem por fusão está no fornecimento de energia a uma taxa suficientemente elevada e concentrada em uma área suficientemente pequena capaz de superar a capacidade de dissipação térmica do metal, e garantir a fusão localizada do metal de base na região adjacente à área de contato (MODENESI, Paulo J., 2007). A caracterização do processo de soldagem a arco elétrico define-se pela potência específica (P_{esp}) ou Intensidade de uma fonte de energia, dada por:

$$P_{esp} = \frac{\eta \times (U \times I)}{A_0} \left[\frac{W}{m^2} \right], \quad (2)$$

Onde: (P_{esp}) é a potência específica do arco elétrico, dada em watts por metros quadrados, (η) é coeficiente de eficiência da fonte em gerar calor, (U) é a tensão e (I) é a corrente e A_0 é a área de contato entre o arco elétrico e a peça de trabalho.

De uma forma geral, uma fonte de energia precisa fornecer uma potência específica concentrada entre 10^6 e 10^{13} W/m² durante um tempo mínimo suficiente (t_m) para produzir fusão na superfície da peça (MODENESI, Paulo J., 2007). Desta forma, uma estimativa do tempo necessário para produzir a fusão na superfície da peça pode ser obtida pela equação (3):

$$t_m = \pi \times \rho \times c \times \kappa \cdot \left(\frac{T_f - T_0}{P_{esp}} \right)^2 = \frac{K_a}{P_{esp}^2}, \quad (3)$$

Onde: (t_m) é tempo mínimo para fusão, T_f é a Temperatura de fusão e (ρ) é a Densidade, (c) é o Calor específico, (K) é a Condutividade térmica que são propriedades térmicas do material a ser soldado.

A velocidade de soldagem está diretamente ligada com a produtividade, portanto quando a velocidade está associada a (t_m), significa que o processo é operado com altas taxas de fusão impraticável por controle manual, mas altamente eficiente com a mecanização. Assim, uma velocidade maior de soldagem pode ser obtida com o aumento da potência específica, que por sua vez pode ser conseguido mais facilmente com a redução da área de contato (A_0), ao invés do aumento da potência na fonte (MODENESI, Paulo J., 2007). Em processos mecanizados, a formação da poça de fusão é uma característica essencial para determinação dos parâmetros de soldagem. Uma prática comum é o uso de controles visuais para detectar as características geométricas da poça de fusão, tanto com o uso de espelhos, quanto com o uso de câmera para monitorar a formação do cordão de raiz. Isso se dá através da observação da intensidade de luz irradiada durante o processo de soldagem mecanizada, onde, a qualidade da junta é obtida pela variação da velocidade de soldagem (BASKORO A.S., et al., 2009). A velocidade máxima pode ser obtida através da equação (4).

$$v_{\max} = \left(\frac{2}{K_a \sqrt{\pi}} \right) \times \frac{\left(\frac{\eta H}{t} \right)^2}{A_0^{\frac{3}{2}}} \left[\frac{m}{h} \right], (4)$$

Onde: (v_{\max}), é a velocidade máxima para execução da soldagem de acordo com a potência específica ajustada, (A_0) é a área de contato entre o arco de elétrico e a peça, H é o aporte de calor e os demais parâmetros já foram descritos anteriormente.

Como em todo processo, o de soldagem TIG possui algumas vantagens e também limitações, relacionadas na Tabela (3). Em resumo as vantagens do processo estão relacionadas a alta qualidade das juntas soldadas e ao alto nível de controle da energia transferida para a poça de fusão que devido a isso permite a soldagem de chapas de espessuras muito pequenas. No que se refere às desvantagens, a produtividade e o custo são os principais fatores. O custo do processo TIG está relacionado ao alto custo dos consumíveis, e a produtividade à velocidade máxima de soldagem e a capacidade de deposição comparado a outros processos. Embora hoje exista fontes de soldagem de alta

capacidade e altas velocidades de soldagem com uso de alimentador de arame eletrodo, como no caso do equipamento utilizado neste projeto, o modelo Digiplus450 A7, que já foi superado por outras versões mais robustas e mais evoluídas tecnologicamente.

Tabela 3: Vantagens limitações e aplicações da soldagem TIG.

Vantagens	Limitações	Aplicações
Excelente controle da poça de fusão.	Produtividade relativamente baixa.	Soldagem de precisão ou de elevada qualidade.
Permite soldagem sem o uso de metal de adição.	Custo de consumíveis e equipamento é relativamente elevado.	Soldagem de peças de pequena espessura e tubulações de pequeno diâmetro.
Permite mecanização e automação do processo.		Execução do passe de raiz em tubulações.
Usado para soldar a maioria dos metais.		Soldagem de ligas especiais, não ferrosas e materiais exóticos.
Produz soldas de alta qualidade e excelente acabamento.		
Gera pouco ou nenhum respingo.		
Exige pouca ou nenhuma limpeza após a soldagem.		
Permite a soldagem em qualquer posição.		

Adaptado de: (MODENESI e MARQUES,2006)

3.5 ESPECIFICAÇÃO DO ARAME DE SOLDA

O arame sólido ER80S-B2 é composto de C (0,07-0,12%), Si (0,4-0,7%), Mn (0,4-0,7%), P e S máximo (0,025%), Cr (1,20-1,5%) e Mo (0,4-0,65%). Indicado para soldagem de aços baixa liga, ligados ao cromo e molibdênio, especialmente aços que serão submetidos a temperaturas de até 550°C, ou em atmosferas ricas em gases sulfurosos. Este arame pode ser aplicado para soldagem em passe único ou multipasse em todas as posições para fabricar e reparar caldeiras, tubos e super aquecedores. A qualidade do cordão está associada aos seus constituintes e fabricação, que podem garantir alto nível de resistência a fluência, por favorecer a formação de ferrita acicular (AWS A5.28/A5.28M, 2012). A alta produtividade pode ser explicada por testes de

soldagem à arco de plasma, onde foi constatado que o uso do arame de solda aumentou significativamente a taxa de fusão e melhorou a penetração quando comparados aos testes no qual o arame não foi utilizado e somente os valores de corrente foram variados. O efeito do arame na temperatura de soldagem e na penetração ocorreu devido à adição de calor do arame fundido ao manter contato com a poça de fusão formada pelo metal de base (ESSERS, W. G.; WALTER, R., 1981).

3.6 FLUXO DE CALOR

Durante a soldagem a ponta do eletrodo alcança temperaturas em torno de 3000 °C enquanto que a temperatura do centro do arco fica entre 10.000 e 15.000 °C, dependendo da corrente de soldagem, polaridade e comprimento do arco (SCHELLHASE M. et. al., 1985 *apud* LEONHARD A., et. al., 1997). O fluxo total de calor para a superfície do anodo (peça de trabalho) e seus componentes é a soma das quantidades de calor provenientes da emissão de elétrons da superfície de catodo para a superfície de anodo, energia de convecção e de radiação, onde a maior parte da energia transferida provém da corrente elétrica (estimada em 68,9 %, outros 28,3% pelas convecções térmicas e a menor parcela por radiação, em torno de 2,8%) (WU, C. S.; GAO, J. Q., 2002). Estudos anteriores foram desenvolvidos sobre o fluxo de fluídos e transferência de calor, bem como sobre a cinética das transformações no processo de solidificação do metal fundido. Entretanto, o conhecimento da parte posterior à zona de crescimento de solidificação (zona fragilizada) ainda é bastante limitado, e a torna mais importante para a investigação do que outras zonas (JAFAR-SALEHI, E.; ESLAMIAN, M.; SAGHIR, M. Z., 2016).

As distorções térmicas de processos metalúrgicos podem ocorrer em nível de macroestrutura quando o estresse residual é produzido em materiais sólidos a partir de deformações plásticas e resfriados rapidamente de forma não uniforme. Ou na microestrutura, quando um estresse residual é gerado pelas transformações de fase da microestrutura. Dessa forma, a utilização e o controle tem sido um problema para melhorar a resistência e a qualidade dos materiais transformados por processos metalúrgicos (NOYAN, C.; COHEN,

J.B., 1987 *apud* TOTTEN, GEORGE E.; XIE, LIN.; FUNATANI, KIYOSHI, 2003).

Tensões residuais superficiais podem ser geradas pelo processo de formação de microestrutura martensítica em aços de médio carbono por supressão da austenita ao submeter o material aquecido a resfriamentos rápidos, em água ou salmoura, podendo ocorrer trincas à quente. No entanto, aços ligados ao níquel, cromo e molibdênio possibilitam obter microestrutura martensítica com arrefecimento mais lentos, como por exemplo em óleo quente (SIEBERT C.A., DOANE D.V., AND BREEN D.H., 1977; DOANE D.V. e KIRKALDY J.S., 1978).

Os ciclos térmicos do processo de soldagem TIG alteram a microestrutura do material com a criação de zonas transformadas pelo calor. São três as zonas existentes após a soldagem, zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB), criadas a partir dos picos de temperatura experimentados em razão da distância da fonte de calor. Esta função é chamada de repartição térmica e a partir desta pode-se avaliar as transformações ocorridas no aquecimento quando associada ao diagrama de equilíbrio do material (ZEEMANN e EMYGDIO, 2001).

Na maioria dos processos industriais, a solidificação dos materiais dentro de um intervalo de temperatura determina suas propriedades físicas e mecânicas, experimentadas por uma transição de fase. Quando o sólido é aquecido até atingir uma mudança completa de fase inicia-se a solidificação, primeiro parcial (contendo sólido e líquido) e depois completa (JAFAR-SALEHI, E.; ESLAMIAN, M.; SAGHIR, M. Z., 2016).

Taxas de resfriamento muito baixas devem ser evitadas por aumentar o tempo de austenitização do material e, conseqüentemente, promover a formação de grãos grosseiros. Uma taxa de resfriamento muito elevada poderá fragilizar o metal, devido ao processo de têmpera, e promover microestruturas de menor tenacidade (RADAJ, 1992 *apud* SANT'ANNA, 2006).

Quando a soldagem é aplicada em multicamadas, a camada de solda seguinte reaquece o material e cria zonas não afetadas de fusão primária e zonas de reaquecimento com conseqüente alteração da microestrutura. A

tensão residual gerada pode reduzir as propriedades mecânicas, no entanto, estas tensões podem ser aliviadas por pré-aquecimento, temperatura de interpasse e *PWHT* (Tratamento Térmico Pós Soldagem) (LEE, I.-KON et al., 2012).

3.7 ZONA FUNDIDA

A interação entre o metal de base e o metal de adição na poça de fusão resulta em uma composição química da mistura destes dois componentes, denominado metal de solda. A partir da medida das áreas do metal de solda e da mistura entre metal base e o metal de solda é possível saber quanto material base foi diluído no metal de solda, assim como a quantidade total de metal de solda. Conhecendo em quais proporções cada componente foi diluído, pode-se saber qual a composição química e o percentual de cada elemento que compõe o metal de solda (QUITES, 2002 Apud GODOY, W. L. DE). Assim, entende-se como coeficiente de diluição ou, simplesmente, diluição, uma grandeza de proporção para quantificar o volume de metal de base incorporado ao metal de solda (ZEEMANN, 2003).

Com isso, o ensaio de macrografia torna-se indispensável para a revelação das respectivas áreas na secção transversal ao cordão de solda, e posterior cálculo das proporções de metal base (B) e de metal de adição (A), (conforme apresentado na Figura 5. A equação logo abaixo, apresenta a fórmula para cálculo deste coeficiente). Devido as variações causadas pelos passes em soldagem de multipasse, pode-se obter apenas valores médios, entretanto, os maiores valores são encontrados no passe de raiz e menores no passe de preenchimento (MARQUES et al., 2004).

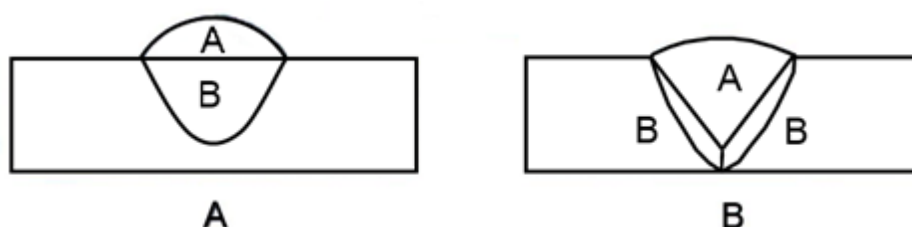


Figura 6: Medição da diluição do metal de base na poça de fusão, (MARQUES et al., 2004).

$$\delta = \left(\frac{B}{A+B} \right) \times 100, (5)$$

No entanto, torna-se importante ressaltar que a diluição pode variar de acordo com o tipo de junta, tipo de processo e parâmetros utilizados, podendo assumir desde valores percentuais baixos, em soldagem de revestimento e até 100% em soldagem autógena (sem adição de consumível). Para os processos usuais de união, o percentual pode variar entre 20 e 40% (ZEEMANN e EMYGDIO, 2001).

Logo após a fusão, o processo de solidificação se inicia região posterior a passagem da tocha, dando origem ao cordão de solda. A solidificação do metal líquido ocorre em três etapas distintas, onde ocorre a formação de microestruturas de grãos nucleados e não nucleados, com esta morfologia de grãos formam-se as zonas, coquilhada, colunar e central ao fim do processo de solidificação. A primeira zona é formada por um grande número de grãos nucleados causados pelas altas taxas de perda de calor, porém, esta formação pode não ocorrer na formação do cordão de solda devido a pequena diferença de temperatura entre o metal de solda e o metal de base. Ao final da formação da zona coquilhada, o calor latente provoca grande redução de novos grãos nucleados, isto força o crescimento dos grãos existentes em direção ao metal líquido, formando a zona de grãos colunares, onde os grãos possuem a forma alongada no formato de colunas.

Na etapa final do processo de solidificação, na formação da zona central, o aparecimento de inclusões e outros pontos, causados pelo rejeito de solutos e impurezas, facilitam a ocorrência da nucleação de novos grãos. Associado a extração uniforme de calor, os grãos tendem a crescer com um formato equiaxial. Contudo, na maioria das soldagens a região central tende a não se formar, exceto em soldagem de grandes dimensões e elevada energia. Dessa forma, a morfologia de grãos do metal de solda na maioria das soldas, é basicamente composta por uma zona coquilhada no metal de base, na região da ZAC, a qual, faz fronteira com a microestrutura de grãos colunares predominantes no metal de solda e com ausência da zona central. Além de uma estrutura secundária de crescimento de grão, formação de carbonetos,

nitretos e outras fases intermediárias, bem como mudanças de fases (MARQUES, P.V., et. al., 2017).

3.8 ZONA AFETADA PELO CALOR

A microestrutura da ZAC (zona afetada pelo calor) resulta das transformações da microestrutura do metal base, associadas aos os ciclos térmicos e deformações durante a soldagem (BUENO, 2010). A quantidade de calor transferido nos ciclos térmicos influencia a dureza nessa região do aço estrutural e deve ser evitada (THAULOW, C.; GUTTORMSEN, K.; PAUUW, A. J, 1986). A resistência mecânica de uma junta soldada, depende das transformações ocorridas na ZF e na ZAC, provocadas pela temperatura de pico e pela taxa de resfriamento na qual o metal foi submetido, combinado com a transformabilidade. Essas três variáveis juntas podem produzir diferentes microestruturas com limites de resistência distintos. Para uma ZAC de grãos finos esta diferença fica próximo aos 20% abaixo dos limites de resistência comparado à resistência do metal de base (XUE WANG, 2014). Pode-se considerar a ZAC dos aços transformáveis como formada pelas diferentes regiões de crescimento de grão, de refino de grão, intercrítica e subcrítica, à medida que se afasta do cordão de solda. Diferentemente da zona fundida, na zona afetada pelo calor (ZAC) não se pode mudar a composição química do metal de base. De acordo com (GRONG e AKSELSEN, 1984), as subdivisões da ZAC são formadas por faixas de temperaturas que podem variar de acordo com a temperatura de pico T_p na qual a peça foi aquecida durante a soldagem.

O diagrama da Figura 7, mostra as transformações de fases metalúrgicas e os microconstituintes para um aço de baixa liga, com no máximo 0,33% do seu peso em carbono, no qual o metal de solda atingiu um pico de 1600°C. Neste exemplo, a região de crescimento de grão situa-se na fronteira entre o metal de solda e o metal de base, onde as temperaturas variam entre 1200°C e temperatura de fusão.

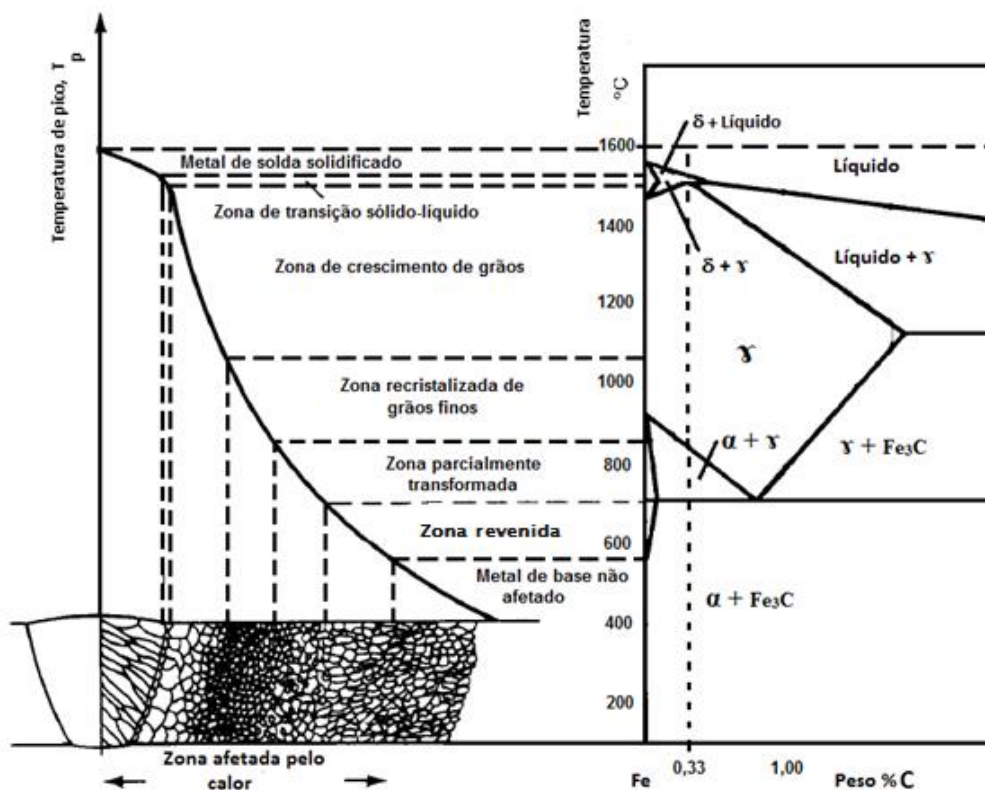


Figura 7: Transformação de fases e microconstituintes da ZAC, (Adaptado de (GRONG, O. e AKSELSEN, O.M., 1984).

Essas altas temperaturas provocam o crescimento do grão de austenita e dão origem a grãos grosseiros. Com isso a temperabilidade aumenta, pois a austenita tem dificuldade de se transformar nessas condições. A dificuldade de transformação da austenita resulta em uma composição de ferrita e bainita com morfologia de placas. Dependendo dos parâmetros do processo de soldagem e do teor de carbono esta região pode se transformar em uma microestrutura completamente martensítica com tenacidade extremamente baixa, e ser a região mais problemática da ZAC. Um pouco mais distante do metal de solda, está a região de recristalização ou de refino de grão, com morfologia de grãos finos que se formam na faixa de temperatura entre 900 até 1200°C. Em sua composição estão presentes os microconstituintes de ferrita e perlita. A região Inter crítica é uma região importante na microestrutura da solda, pois nessa região a temperatura varia entre a temperatura eutetóide de 727°C e a linha que limita a região eutetóide, próximo aos 800°C. Por isso, a região apresenta

uma microestrutura parcialmente transformada, onde apenas uma parte do material é austenitizado e microconstituintes duros podem ser formado em soldagem de vários passes (MARQUES, P.V., et. al., 2017).

O diagrama de fases de Fe-C é base para a compreensão do tratamento térmico de aços. Este mostra que as fases são esperadas em equilíbrio (ou equilíbrio metaestável) para diferentes combinações de temperatura e concentração de carbono. O diagrama mostrado representa dois diagramas, um estável ferro-grafita (linhas tracejadas) e outro metaestável Fe-Fe₃C, com o qual é possível distinguir na ferrita de baixo carbono (ferro - α), que pode dissolver no máximo 0,028 wt % C a 727 ° C (1341 ° F) e austenita (ferro- γ), que pode dissolver 2,11 wt % C, a 1148 ° C (2098 ° F). A condição estável geralmente leva muito tempo para se desenvolver, especialmente em faixa de baixa temperatura e baixo teor de carbono, e, portanto, o diagrama metaestável é de maior interesse (KRAUSS G.,1989).

No lado rico em carbono, é encontrado a cementita (Fe₃C) e a ferrita- δ de menor interesse, com exceção de aços altamente ligados existente nas temperaturas mais altas. Entre os campos monofásicos existem regiões com misturas de duas fases, tais como ferrita + cementita, austenita + cementita e ferrita + austenita. Em temperaturas mais altas pode ser encontrado o campo de fase líquida e abaixo as duas fases de campos líquido + austenita, líquido + cementita e líquido + ferrita- δ . No tratamento térmico de aços, a fase líquida é sempre evitada. A solubilidade do carbono ocorre em função da temperatura, podendo ser transformado em ferrita e austenita. Quando os átomos de carbono não podem mais ser acomodados nos sítios intersticiais octaédricos entre os átomos de ferro, uma nova fase é formada para acomodar mais átomos de carbono na sua estrutura cristalina (KRAUSS G.,1989).

Após o resfriamento, a austenita deve se transformar em outras microestruturas dependendo das condições de resfriamento, quando resfriado lentamente em condições que se aproximam do equilíbrio, mudará para misturas de camadas alternadas de ferrita e cementita Figura 7, formando microestruturas lamelares que darão origem a microestrutura perlítica, muito comum em aços carbono, e em casos de arrefecimento rápido, formará uma matriz martensítica (KRAUSS G.,1985).

Além da variação das taxas de resfriamento, os elementos de liga também podem influenciar nas transformações de fase, como por exemplo, o manganês e o níquel como estabilizadores de austenita que diminuem as temperaturas críticas. Elementos como silício, cromo e molibdênio estabilizam a ferrita e formam carbonetos os quais elevam as temperaturas críticas e reduzem o campo de mudança de fase da austenita (KIRKALDY J.S., THOMPSON B.A., e BAGANIS E.A., 1978).

Os teores de carbono, juntamente com os elementos de liga, influenciam a soldabilidade dos aços, assim como, os parâmetros de soldagem. Por isso, a seleção do material e a definição dos parâmetros de soldagem, são determinantes para as condições de transformação da solda, bem como, a susceptibilidade à trinca durante o resfriamento. Na soldagem de aços de baixa liga, o fato da temperatura de pico exceder a temperatura de fusão do metal de base, a composição química do metal de solda, dependerá da escolha do metal de adição, da taxa de diluição com o metal de base e das condições de operação (LIU S., INDACOCHEA J.E., 2005).

Dessa forma a composição do metal de base e do metal de adição tem forte influência na obtenção da microestrutura desejada. Por exemplo um aço com diferentes teores de carbono pode formar diferentes microestruturas quando resfriado lentamente após a austenitização. No caso dos aços hipoeutetóides com teor de carbono abaixo de 0,8%, ocorre a formação de uma microestrutura composta por ferrita e perlita. Entretanto, para um aço eutetóide com 0,8% de carbono, a microestrutura seria formada somente por perlita. Assim, para metais hipereutetóides com teores de carbono acima de 0,8%, a microestrutura é formada por cementita e perlita. De outra maneira, quando a composição se mantém, a microestrutura ainda pode ser alterada pela variação da velocidade de resfriamento. Pois a faixa de transformação da perlita diminui à medida que a velocidade de resfriamento aumenta, e quando combinado com elementos de liga, faz com que a mobilidade atômica da perlita seja reduzida para formar uma granulação mais fina (MARQUES, P.V., et. al., 2017). Como mostra a Figura 8 abaixo.

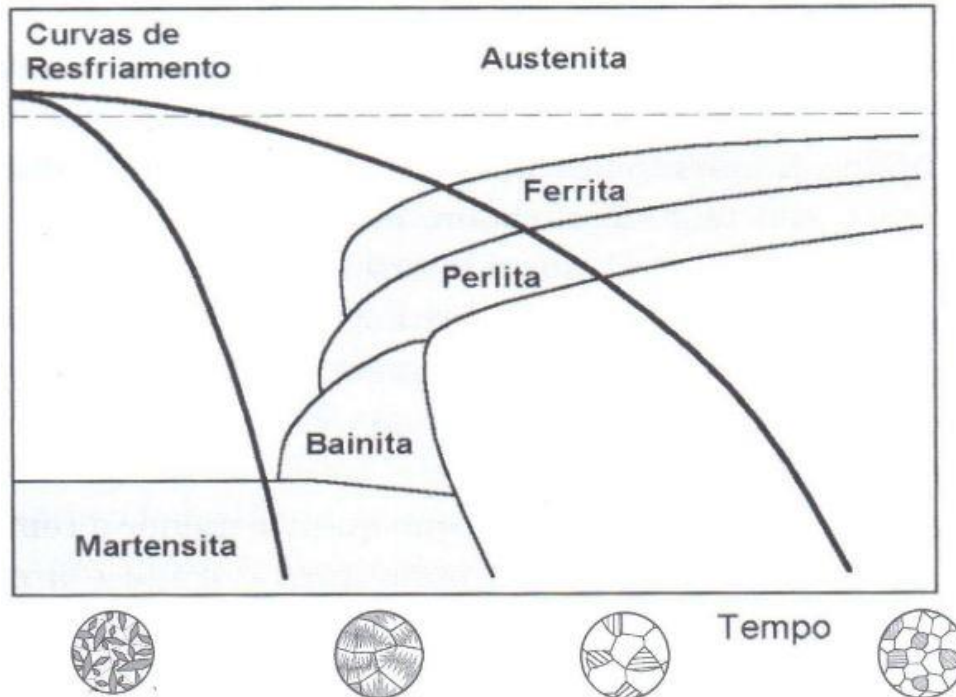


Figura 8: Diagrama do tempo de resfriamento contínuo e microconstituintes, (MARQUES, P.V., et. al., 2017).

Nesse contexto, a melhor microestrutura, depende da aplicação para a qual se destina e das solicitações aos carregamentos da estrutura. Quando busca-se obter dureza e resistência, microestruturas perlíticas ou composta por perlita e cementita são mais adequadas. Porém, quando a propriedade desejada é a tenacidade, como no caso de estruturas de alto desempenho construídas com aço carbono, a microestrutura composta por ferrita e perlita mostra-se mais adequada, em especial quando se tem uma matriz com granulação fina, pois a capacidade de distribuição de carga é maior do que em uma granulação mais grosseira. Assim, durante a soldagem diferentes picos de temperatura são experimentados na fusão entre os metais de adição e de base, partindo do centro da zona fundida, onde a temperatura atinge o pico mais alto, e inicia a queda em regime transiente, quando resfriado naturalmente sem nenhuma interferência, distribuindo-se pelo metal de base com formação da zona termicamente afetada. Por este motivo, torna-se muito importante analisar estas regiões compostas pela zona fundida, formada pelo cordão de reforço, núcleo e cordão de raiz, assim como, as transformações ocorridas na ZAC (BUENO, 2010).

Um exemplo com as regiões de interesse formadas pelos ciclos térmicos de soldagem pode ser vista na Figura (9), com as regiões numeradas de 1 a 7.

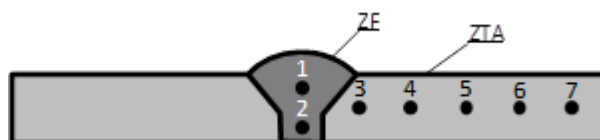


Figura 9: Faixas de temperaturas na ZF e ZAC, (Adaptado de BUENO, 2010).

De acordo com os trabalhos revisados e apresentados a seguir, a influência do oxigênio no desenvolvimento da microestrutura em metal de solda tem sido investigada sob duas vertentes com interferências diretas na temperabilidade intrínseca do metal de solda. A primeira delas refere-se ao controle do tamanho de grão da austenita anterior, enquanto que a segunda diz respeito ao auxílio na nucleação intragranular de morfologias de ferrita. Entretanto, observa-se que nas duas situações não é propriamente o oxigênio livre o agente ativo, mas sim as inclusões não metálicas ricas nesse elemento químico. Na investigação sobre o controle do tamanho de grão da austenita anterior, faz-se referência ao acentuado posicionamento de muita discussão sobre o assunto, como é evidenciado nos trabalhos de (FLECK et al., 1986 e BHADSHIA et al., 1986), ambos realizados na mesma época.

No trabalho de (FLECK et al., 1986) as soldas foram realizadas pelo processo a arco submerso em juntas de aço ARBL do tipo temperado e revenido, e usando várias combinações de eletrodos e fluxos de soldagem. A variabilidade nesses consumíveis, evidentemente que produziu grandes alterações nos teores dos elementos de ligas, particularizando cada caso em termos da composição química participante. Nessas circunstâncias, o oxigênio variou desde 90 ppm até níveis da ordem de 500 ppm. Técnicas metalográficas padronizadas foram utilizadas para avaliar as quantidades dos constituintes microestruturais presentes, o espaçamento das ripas de ferrita e o tamanho de grão médio da austenita anterior. Na avaliação dessa última característica, a secção de interesse foi tomada como perpendicular a direção de crescimento dos grãos colunares e o tamanho de grão foi então determinado por medidas de intercepto linear.

O conjunto dos resultados apresentados mostrou uma redução no tamanho de grão da austenita anterior quando o teor de oxigênio foi aumentado, acompanhada por um aumento na quantidade da ferrita de contorno de grão. Essa constatação foi interpretada como um resultado da maior presença de partículas finas de óxidos que eficientemente fixaram os contornos de grãos da austenita anterior, produzindo uma maior área superficial para a nucleação da ferrita de contorno de grão.

O trabalho realizado por (BHADESHIA et al., 1986) também envolveu a soldagem a arco submerso e avaliação do tamanho de grão da austenita anterior. As soldas foram realizadas em múltiplos passes com condições de soldagem e consumíveis escolhidos de modo a produzir o último passe dos cordões com aproximadamente os mesmos teores de carbono, manganês e silício, porém diferentes teores de oxigênio (418 ppm e 121 ppm), titânio (0,020% e 0,005%) e enxofre (0,015% e 0,010%).

Para essas duas condições, diferenciadas nos teores de O₂, Ti e S, a avaliação do tamanho de grão da austenita anterior foi feita através da determinação do intercepto linear médio relativo as secções transversal, longitudinal e inclinada (45°) do metal de solda correspondente ao último passe. A opção para realizar essa medida em três planos diferentes foi justificada pela necessidade estatística de se levar em conta a morfologia extremamente anisotrópica dos grãos colunares do metal de solda. Ainda assim, na utilização das relações estereológicas pertinentes foi convenientemente considerado que a morfologia dos grãos dos colunares pode ser representada como prismas hexagonais com seu eixo maior estando completamente alinhado na direção de crescimento dos grãos colunares.

Tendo sido feita a confirmação da validade dessa suposição, foi constatado que o teor de oxigênio não interferiu no tamanho de grão da austenita anterior. Na interpretação dessa constatação foi admitido que em ocorrendo a solidificação com a ferrita delta a força motriz para a formação posterior da austenita seria bem maior do que a força motriz necessária para fixar os contornos austenita-austenita pelas inclusões e, nessas circunstâncias, se a taxa de nucleação nos contornos da ferrita delta for alta, os grãos de austenita podem ser mais finos do que os grãos da ferrita delta original.

Segundo ressalva dos autores, as condições de soldagem utilizadas, bem como as composições químicas participantes dos metais de soldas, garantiram que a solidificação ocorreu inicialmente com a ferrita delta.

Segundo (MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo V.; SANTOS e Dagoberto B., 2012), na soldagem a arco, o teor de oxigênio na ZF depende de vários fatores, destacando-se a quantidade deste gás na atmosfera do arco, disponibilidade de desoxidantes, presença e tipo de escória em contato com o metal líquido e os parâmetros de soldagem.

A soldagem a arco com um arame de aço e sem um meio de proteção (aramé nu) resulta em um cordão com cerca de 0,30% de oxigênio (Tabela 4). Utilizando-se um arame com uma fina camada de revestimento estabilizante do arco, os teores de oxigênio ainda são elevados, da ordem de 0,20%. Com eletrodos rútilicos, este teor cai e fica entre 0,05 e 0,10%, e com eletrodos básicos, pode-se obter teores inferiores a 0,05%, desde que o eletrodo seja corretamente usado. Na soldagem a arco submerso, o teor de oxigênio na ZF pode variar entre cerca de 0,025 e 0,1%, dependendo principalmente do tipo de fluxo utilizado. Na soldagem com o processo TIG, pode-se esperar um teor de oxigênio semelhante ao do metal de base e do metal de adição, isto é, em torno de 0,01% (100 ppm).

O oxigênio dissolvido na poça de fusão reage com o carbono, na parte posterior da poça, causando a formação e evolução de monóxido de carbono: $MO+C \rightarrow M+CO$. Esta reação resulta na formação de porosidade na solda onde o oxigênio permanece na ZF após a solidificação na forma de inclusões microscópicas e sub-microscópicas, provocando perda de propriedades mecânicas do metal. Utiliza-se o silício e o manganês como desoxidantes na soldagem de aço com uso de arco de plasma, entretanto, a perda de propriedades mecânicas na ZF em função do teor de oxigênio está associada principalmente à perda de elementos de liga por oxidação e à formação de inclusões não metálicas (MODENESI, 2012).

A (Tabela 4) exhibe a solubilidade do oxigênio em função da temperatura. Esta pode ser muito útil para estabelecer os parâmetros ótimos

para cortar e soldar os tubos visando minimizar o impacto por inclusões não metálicas e uma boa fusão da junta.

Tabela 4: Solubilidade do oxigênio no ferro em função da temperatura.

Temperatura °C	Concentração %	
	FeO	O
1520	0,84	0,18
1600	1,36	0,30
1700	2,01	0,45
1800	2,68	0,59
1900	3,56	0,75
2000	3,60	0,80

(MARCHENKO, 1976).

Embora observa-se certa dificuldade experimental em separar os efeitos do oxigênio em relação às duas linhas de investigações comentadas ao início deste item, algumas das informações contidas na parte introdutória do trabalho realizado por (LIU e OLSON, 1986) são bastantes colaborativas no sentido de se entender de que forma o oxigênio, ou mais apropriadamente a distribuição das inclusões, pode influir no comportamento da transformação austenita - ferrita. Então, de forma mais detalhada, esses autores, fundamentados em propostas contidas em trabalhos anteriores, bem como levando em conta as transformações preditas em diagramas CCT, explicaram a influência do oxigênio no desenvolvimento da microestrutura, fazendo as seguintes considerações: tomando-se por base o nível de oxigênio que pode estar presente em metais de solda, foram definidas três condições de comportamento de transformação da Ferrita de contorno de grão

- 1- Ferrita de placas laterais
- 2- Ferrita acicular
- 3- Perlita
- 4- Bainita
- 5- Martensita

Em condições de baixos teores de oxigênio (Figura 9-a), a nucleação da ferrita acicular seria suprimida, devido à insuficiência de agentes nucleantes intragranulares. Como consequência, a ferrita de placas laterais e também a bainita seriam predominantes na microestrutura final do metal de solda. A nucleação da ferrita provavelmente ocorria em inclusões associada aos contornos de grãos da austenita.

Na faixa intermediária de teores de oxigênio (Figura 9-b), a ferrita acicular se tornaria predominante na microestrutura, porém as ferritas de contorno de grão e de placas laterais, e uma pequena quantidade de bainita, também se desenvolveriam. Nesse caso, a nucleação provavelmente deve ocorrer em inclusões situadas nos contornos de grãos da austenita, resultando na presença da ferrita de contorno de grão. A ferrita acicular, por sua vez, nuclearia em inclusões intragranulares numa etapa subsequente.

Em condições de altos teores de oxigênio, o possível comportamento apresentado na Figura (9-c) seria explicado em termos das inclusões situadas dentro dos contornos de grãos da austenita se constituírem em locais preferenciais para a nucleação da ferrita. A ferrita de contorno de grão nuclearia e se tornaria espessa na direção perpendicular ao contorno de grão. A ferrita de placas laterais, por sua vez, cresceria através dos contornos de grão. Algumas ripas intragranulares e grosseiras de ferrita também seriam observadas.

Inclusões por nitrogênio podem ocorrer da mesma forma que o oxigênio, no momento de abertura do arco e por deficiências na proteção, como: comprimento excessivo do arco ou quantidades elevadas de nitrogênio no gás de proteção (LANCASTER, 1980).

A presença de nitrogênio na ZF afeta as propriedades mecânicas do metal de solda aumentando os limites de resistência e de escoamento e uma diminuição acentuada da ductilidade e da tenacidade da solda, à medida que o teor de nitrogênio aumenta. Estes efeitos estão associados principalmente com a precipitação de nitretos (MODENESI, PAULO J.; MARQUES, PAULO V.; SANTOS, DAGOBERTO B., 2012).

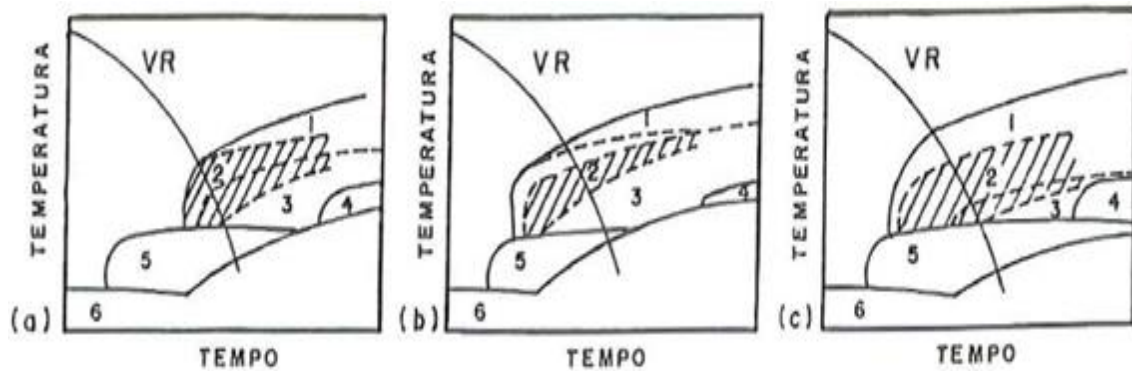


Figura 10 : Curvas CCT esquemáticas mostrando a influência do teor de oxigênio nas transformações de fases do metal de solda. (a)- regime com baixo teor de oxigênio; (b) - regime com médio teor de oxigênio e (c)- regime com alto teor de oxigênio. O símbolo VR indica uma velocidade de resfriamento hipotética, austenita, conforme mostrado esquematicamente na Figura 9, (LIU e OLSON, 1986).

Em um período posterior a passagem da tocha de soldagem, ao qual a superfície permanece desprotegida e a uma temperatura suficientemente alta para que as inclusões de hidrogênio ocorram, da atmosfera para a microestrutura ou de outras fontes do ambiente, como por exemplo o contato com compostos orgânicos (MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo V.; SANTOS e DAGOBERTO B., 2012).

Dentre os gases capazes de produzir inclusões não metálicas, o hidrogênio também possui solubilidade elevada na poça de fusão do aço e outros metais, podendo produzir bolhas de gás e fissuras, como foi constatado em experimentos de adição de gás H_2 ao gás de proteção, quando foi constatado ocorrência de inclusões de hidrogênio em forma de bolhas e fissuras, como evidenciado na (Figura 11), (CAY V.V., et al, 2013).

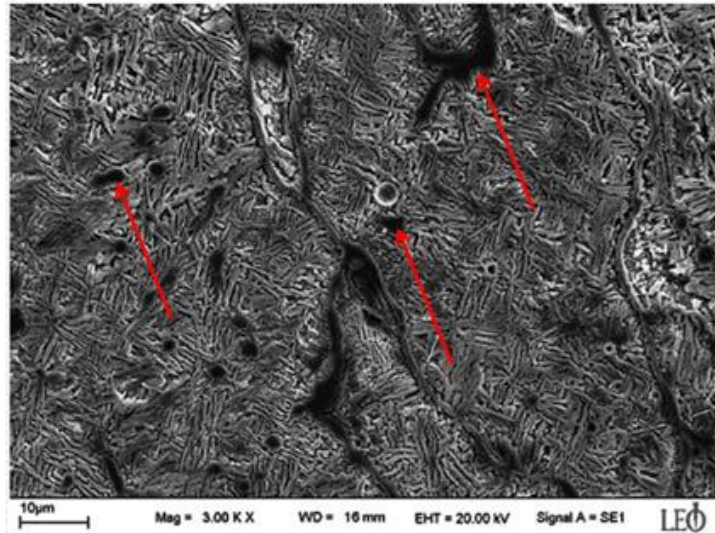


Figura 11: Inclusões não metálicas de hidrogênio, (C,AY V.V., et al, 2013).

As inclusões não metálicas geram descontinuidades na junta soldada, que podem ser causadas por inclusões de gases ou mesmo por escória (WEMAN, KLAS, 2003). Dessa forma o ensaio de raios-x, é um recurso não destrutivo que permite examinar a ocorrência de defeitos em soldagem, permitindo observar a continuidade e homogeneidade do metal de solda (SARAVANAN, T. et al., 2014).

Se por um aspecto a dureza relaciona-se com o efeito da solução sólida de elementos de ligas e a resistência mecânica está estreitamente ligada à morfologia e quantidade das fases presentes na microestrutura do metal de solda. A tensão residual de tração constitui outro fator fundamental para a

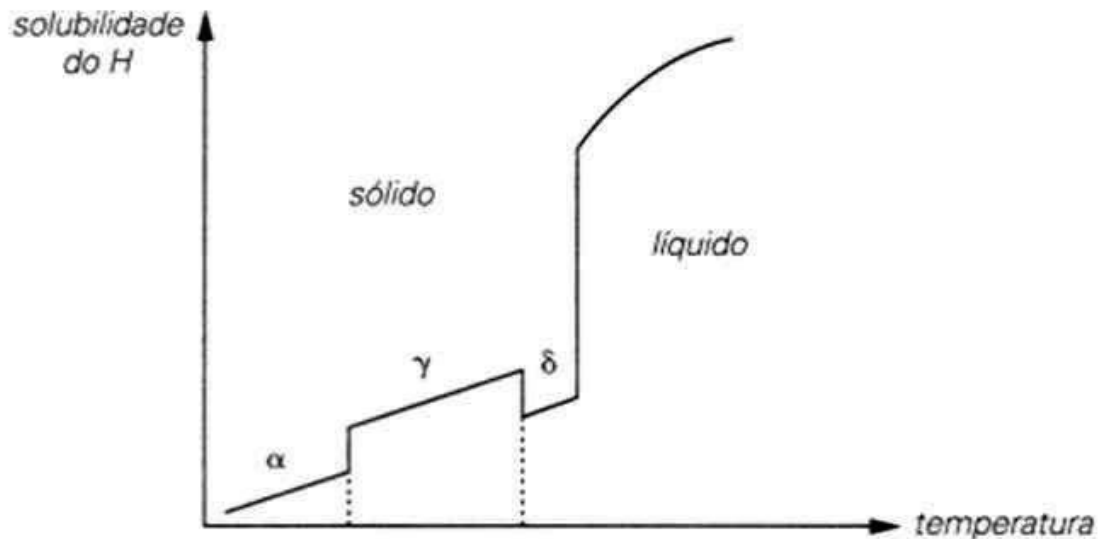


Figura 12: Solubilidade do hidrogênio, (GRANJON H. G, 1971).

ocorrência da trinca a frio induzida por hidrogênio nos dos cordões de solda. A temperatura na qual ocorre a trinca a frio induzida por hidrogênio está geralmente situada abaixo de 150°C. Temperaturas acima desta podem promover a evolução do hidrogênio do material para a atmosfera, ajudando a minimizar esse tipo de descontinuidade.

O mecanismo de aparecimento da trinca a frio induzida por hidrogênio foi esquematizado por (GRANJON H. G., 1971). Segundo ele, a solubilidade do hidrogênio na austenita conforme Figura 11, é muito maior do que na ferrita; portanto, a concentração de hidrogênio é muito maior na austenita.

Durante o resfriamento, a austenita pode se transformar em martensita com teores elevados de hidrogênio dissolvido; esses dois fatores, associados às tensões residuais e à temperatura baixa, promovem a origem de uma trinca. O hidrogênio geralmente entra no material através do arco elétrico e na forma nascente, como demonstrado na Figura 12 abaixo (GRANJON H. G., 1971).

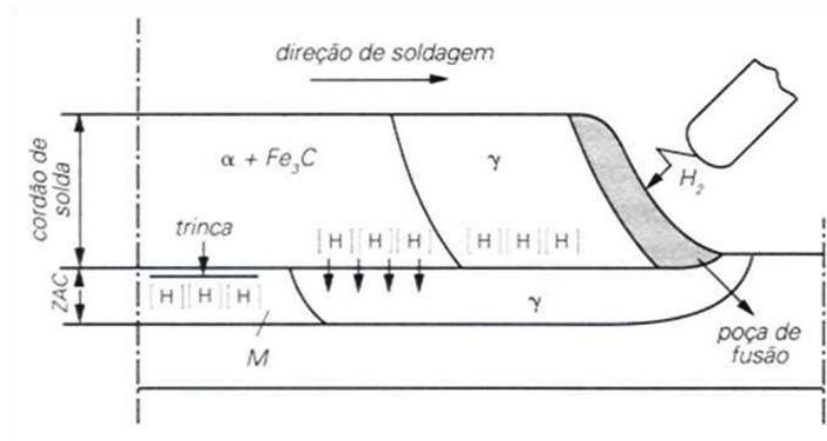


Figura 12: Mecanismo de difusão do hidrogênio e formação da trinca, (GRANJON H. G., 1971).

Um diagrama esquemático dos intervalos de tempo e temperatura, como mostra a Figura 13, adaptado da norma DIN 8524, mostra as faixas de temperatura e o tempo de ocorrência de diferentes discontinuidades em função de dois ciclos térmicos e de um tratamento térmico pós-soldagem, (GRANJON H. G., 1971):

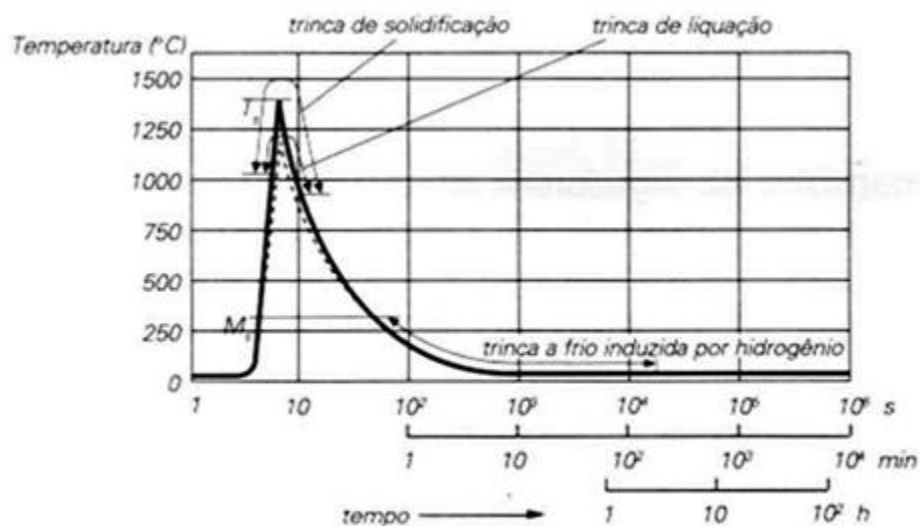


Figura 13: Diagrama esquemático de intervalos de tempo para formação da trinca, (GRANJON H. G., 1971).

Observa-se, nesse diagrama, que as trincas de solidificação e de liquação ocorrem em temperaturas acima da temperatura *solidus* do aço. Já a

trinca a frio induzida por hidrogênio ocorre em temperaturas menores que a temperatura M_s , isto é, no início da transformação de fase martensítica.

3.9 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS MATERIAIS

Cada material possui suas próprias características próprias que o definem com um ferro fundido é duro e frágil, ou como um aço é bastante resistente, ou como o vidro translúcido e frágil, o plástico com excelente impermeabilidade, a borracha com grande capacidade elástica, o tecido como bom isolante térmico, etc. As propriedades dos materiais estão relacionadas à natureza das ligações que existem entre os átomos, seja o material metálico ou não-metálico. Essas propriedades estão divididas em dois grupos pelas suas características físicas e químicas (ASHBY, M. F., 1996).

As propriedades físicas são responsáveis pelo comportamento do material em todas as circunstâncias do processo de fabricação e de utilização, e são divididas em propriedades mecânicas, propriedades térmicas e propriedades elétricas. As propriedades mecânicas são evidenciadas quando um dado material é solicitado mecanicamente por um carregamento de força. A capacidade de um determinado material de distribuir ou resistir aos esforços que lhe são aplicados seja na fabricação ou em uma aplicação, está intrinsecamente associado à suas propriedades mecânicas (CALLISTER, 1991).

Esse conjunto de propriedades é considerado relevante para a escolha de um material para uma dada aplicação de engenharia. Dentre as propriedades dos materiais, a resistência mecânica tem sua importância por conferir ao material capacidade de resistir às solicitações de tração e de compressão. Nesse contexto, a resistência mecânica está ligada às forças de atração inter atômicas do material, como no caso do carbono, onde um grande número de átomos são unidos por ligações covalentes e por este motivo a sua dureza é relativamente elevada (CALLISTER, 2002).

A elasticidade é a capacidade que o material tem de se deformar quando solicitado mecanicamente por uma força, e de voltar à forma original quando o esforço é retirado. Quando se pensa em material elástico o primeiro material que vem a mente é a borracha, no entanto, o aço pode ser fabricado para este

fim, como no caso da fabricação das molas de aço. Similar a elasticidade, a plasticidade é a capacidade do material de se deformar quando solicitado mecanicamente a um esforço além do seu limite elástico, quando isso acontece, o material mantém forma quando o esforço é retirado. Nos processos de fabricação de conformação, na laminação para a fabricação de chapas, e na extrusão, essa propriedade é de suma importância para diversos tipos de construções mecânicas, podendo se apresentar no material como maleabilidade e ductilidade (CALLISTER, 2002).

Além das propriedades vistas, existem as propriedades térmicas e elétricas dos materiais, entretanto, o presente estudo visa dar ênfase às principais propriedades mecânicas, determinantes do comportamento mecânico do aço AISI 4130, quando solicitado mecanicamente por um esforço.

3.10 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração consiste na aplicação gradativa de carga de tração uniaxial nas extremidades de um determinado corpo de prova, o método é largamente utilizado para medição da deformação sofrida pelo corpo de prova relacionada a tensão a ele aplicada, conforme mostra a Figura 14, o CDP possui as extremidades mais largas para o pega da ferramenta do equipamento de tração para aplicação da força (F), uma seção reduzida ou seção útil (l_0) onde as tensões se concentram e causam deformações após exceder o limite de resistência para o escoamento da área (A_0) (CALLISTER, 2002).

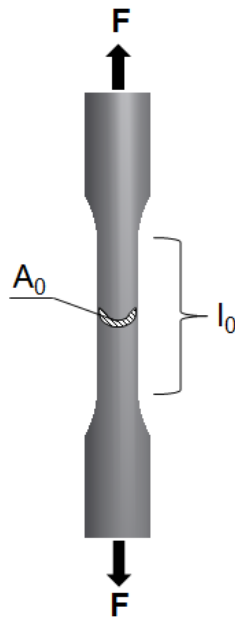


Figura 14: Desenho esquemático de um corpo de prova em tração (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).

As propriedades mecânicas, tal como, dureza, ductilidade, resistência elétrica, condutividade térmica, entre outras, definem a capacidade do material e caracterizam o seu desempenho quando solicitado mecanicamente. Neste contexto, os ensaios mecânicos dos materiais são procedimentos que seguem padrões internacionais e visam caracterizar tanto as propriedades, quanto o comportamento e o desempenho mecânico. Uma análise correta permite determinar os limites de carregamento, para uma aplicação segura, assim como, o ciclo de vida em trabalho ao qual o material é capaz de suportar sem falhar (LAWRENCE, VAN VLACK, et al., 2003).

No caso dos materiais metálicos as normas NBR-6152 da Associação Brasileira de Normas Técnicas – ABNT, e a ASTM E 8M da *American Society for Testing and Materials* – ASTM, estabelecem os padrões para realização e interpretação do ensaio. Sua ampla utilização deve-se à vantagem de fornecer dados quantitativos das características mecânicas dos materiais, como: limite de resistência à tração (σ_u), limite de escoamento (σ_e), módulo de elasticidade (E), módulo de resiliência (U_r), módulo de tenacidade (U_t), ductilidade (AL% ou AS%), coeficiente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (k).

A tensão convencional, também conhecida por tensão nominal ou tensão de engenharia, σ_c ou simplesmente σ é definida pela relação:

$$\sigma = \frac{F}{A_0}, (6)$$

Onde (F) é a carga instantânea uniaxial aplicada à amostra, e A_0 representa a área da seção transversal original antes da aplicação da carga. Conforme o Sistema Internacional (SI), a unidade da tensão de engenharia, pode ser dada em (N/m^2), também denominado Pascal (Pa), ou o seu múltiplo, em mega pascal (MPa). Ou no sistema inglês onde é comum utilizar a unidade libras-força por polegada quadrada, psi ($1 \text{ MPa} = 1N/mm^2 = 145 \text{ psi}$, $1 \text{ psi} = 6,9 \times 10^{-3} \text{ MPa}$) (CALLISTER, 2002).

A deformação de engenharia representa a deformação sofrida ou a variação no comprimento útil do corpo de prova em um dado instante, que pode ser definida pela expressão:

$$\varepsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}, (7)$$

Onde, l_0 é o comprimento inicial da amostra antes da aplicação da carga, e l_i é o comprimento instantâneo. Para a qual Δl é a diferença entre o comprimento instantâneo e o comprimento inicial. No Sistema Internacional (SI), a unidade de deformação de engenharia é o metro, logo a relação das medida metro x metro, retorna um valor adimensional ou índice que pode ser expresso em porcentagem.

Alguns materiais, tais como os aços, apresentam um comportamento tensão deformação em tração com transição elastoplástica muito bem definida, e ocorre de uma forma abrupta, conhecida por fenômeno do pico de escoamento descontínuo (CALLISTER, 2002).

Como pode ser verificada na Figura 15, a deformação plástica inicia na tensão limite de escoamento superior, com uma diminuição real na tensão; a deformação posterior flutua ligeiramente em torno de um valor de tensão constante, conhecido por tensão limite de escoamento inferior, subsequentemente, a tensão aumenta com o aumento da deformação. Para metais que apresentam esse efeito, a tensão limite de escoamento é tomada como sendo a tensão média que está associada com a tensão limite de escoamento inferior, uma vez que esse ponto é bem definido e relativamente insensível ao procedimento de ensaio.

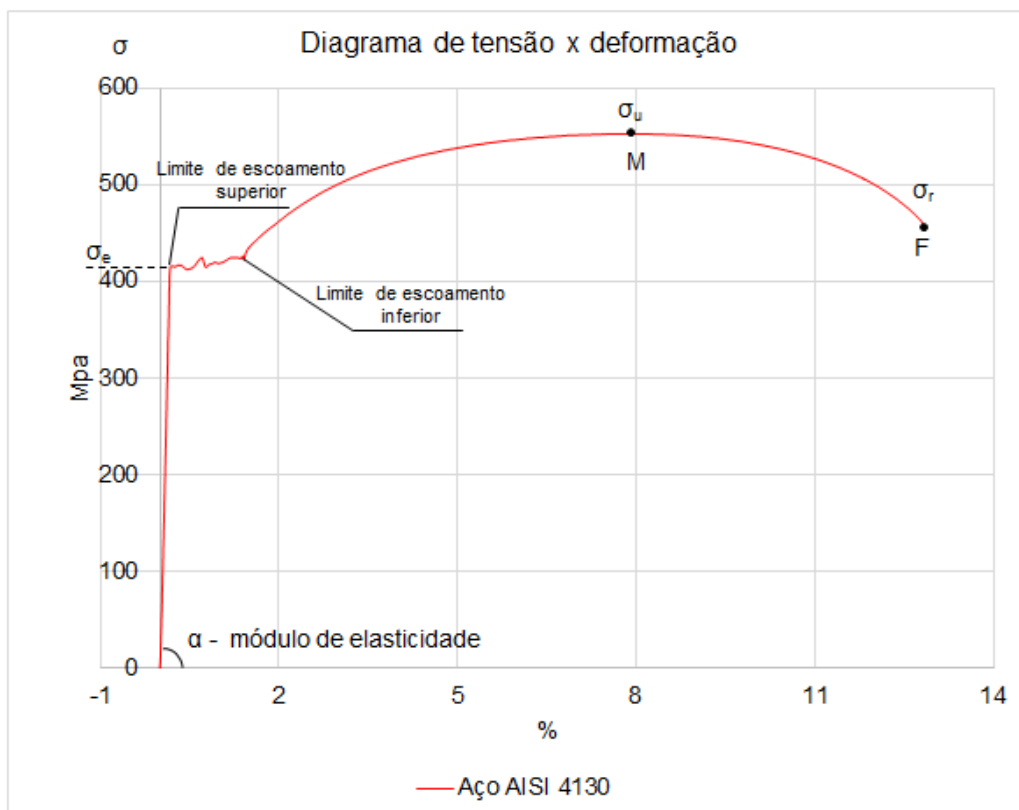


Figura 15: Diagrama esquemático de tensão x deformação do aço AISI 4130 sem tratamento térmico após soldagem TIG, (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).

A magnitude da tensão limite de escoamento para um metal representa uma medida da sua resistência à deformação plástica. Esses valores podem

variar entre 35 MPa (5 x 10³ psi) para um alumínio de baixa resistência, ou assumir valores acima de 1400 MPa (200 x 10³ psi) para aços de elevada resistência.

Conforme mostra a Figura 15, após o escoamento a tensão necessária para continuar o processo de deformação plástica em materiais metálicos aumenta até alcançar um valor máximo (ponto M), onde se situa o limite de resistência a tração (σ_u). A partir desse ponto, a tensão diminui até a fratura do material (ponto F); isso ocorre devido à rápida diminuição da seção resistente do corpo de prova ao se ultrapassar a tensão máxima. O limite de resistência à tração, σ_u (algumas vezes representada pela sigla LRT), é a tensão no ponto máximo da curva tensão x deformação de engenharia, a qual corresponde à tensão máxima que pode ser sustentada por um material solicitado à tração.

Ao atingir a tensão máxima, uma pequena constrição, ou pescoço, começa a se formar em um ponto determinado dentro do comprimento útil do corpo de prova, e devido a concentração de tensão, toda a deformação subsequente fica confinada nesta região onde ocorre a fratura. Esse fenômeno é conhecido por estrição ou redução de área e a tensão aplicada quando da ocorrência da fratura denomina-se resistência à fratura do material, σ_r .

Os limites de resistência à tração podem variar desde 50 MPa (7 x 10³ psi) para um alumínio, até um valor de 3000 MPa (450 x 10³ psi) para aços de elevada resistência.

A ductilidade é outra propriedade mecânica importante. Ela representa uma medida do grau de deformação plástica que o material suportou até a fratura. Um material que experimenta uma deformação plástica muito pequena ou mesmo nenhuma quando da sua fratura é chamado de frágil. Os comportamentos tensão-deformação em tração para materiais dúcteis e frágeis estão ilustrados esquematicamente na Figura 16, onde a ductilidade pode ser expressa tanto pelo alongamento percentual como pela redução de área percentual (CALLISTER, 2002).

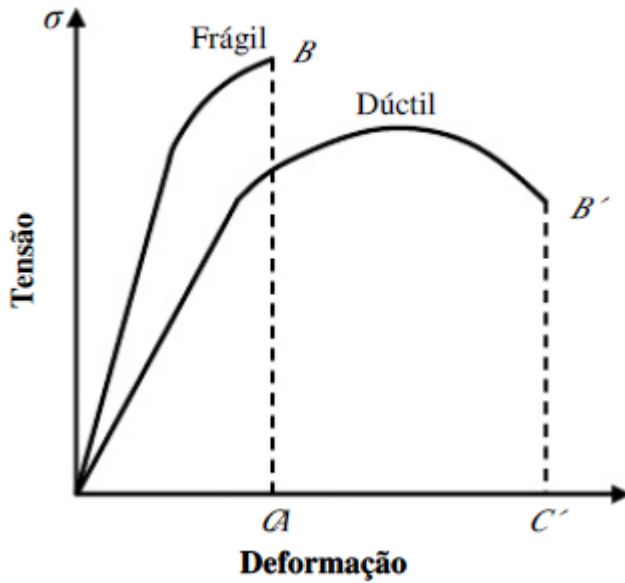


Figura 16: Representação esquemática do comportamento tensão-deformação em tração (CALLISTER, 2002).

Quantitativamente o alongamento percentual AL% é a porcentagem da deformação plástica quando do momento da fratura, ou:

$$AL\% = \left(\frac{l_f - l_0}{l_0} \right) \times 100, \quad (8)$$

A maioria dos metais possui um grau moderado de ductilidade à temperatura ambiente. Contudo, alguns se tornam frágeis à medida que a temperatura é reduzida. Materiais frágeis são aqueles que possuem deformação de fratura inferior a aproximadamente 5%.

O conhecimento da ductilidade de um dado material é relevante quando se pretende conhecer o grau de deformação suportado pelo material antes de fraturar, essa base também é utilizada para determinação do grau de deformação permissível do material nos processos de fabricação.

Tabela 5: Propriedades mecânicas de vários metais e ligas no estado recozido.

Material	σ_e MPa (ksi)	$LRT(\sigma_r)$ MPa (ksi)	$AL\%$ (em 50 mm ou 2 pol.)
Alumínio	35 (5)	90 (13)	40
Cobre	69 (10)	200 (29)	45
Latão (70Cu-30Zn)	75 (11)	300 (44)	68
Ferro	130 (19)	262 (38)	45
Níquel	138 (20)	480 (70)	40
Aço (1020)	180 (26)	380 (55)	25
Titânio	450 (65)	520 (75)	25
Molibdênio	565 (82)	655 (95)	35

(CALLISTER, 2002).

A capacidade de um material absorver energia quando é deformado elasticamente, e após o descarregamento é capaz de recuperar essa energia é chamada propriedade de resiliência, representada pelo módulo de resiliência (U_r), que quantifica a energia de deformação por unidade de volume exigida para tensionar um material desde um estado com ausência de carga até a sua tensão limite de escoamento. Em termos computacionais, o módulo de resiliência para um corpo de prova submetido a um ensaio de tração uniaxial é a área sob a curva tensão-deformação de engenharia computada até o limite de proporcionalidade; entretanto, na prática, substitui-se o limite de proporcionalidade pelo limite de escoamento, supondo um regime linear elástico (CALLISTER, 2002).

$$U_r = \int_0^{\epsilon_e} \sigma d\epsilon = \frac{1}{2} \sigma_e \epsilon_e = \frac{1}{2} \sigma_e \left(\frac{\sigma_e}{E} \right) = \frac{\sigma_e^2}{2E} \quad (9)$$

Na qual ϵ_e representa a deformação no momento do escoamento, representado em ϵ é o joule por metro cúbico (J/m^3), equivalente ao Pascal (N/mm^2), conforme definição do Sistema Internacional (SI).

A Tenacidade representa uma medida da capacidade de um material em absorver energia até a fratura. Essa capacidade pode sofrer influência da geometria do corpo de prova, bem como pela presença de defeitos e descontinuidades e pela forma como a carga é aplicada. A presença de descontinuidades ou defeitos, podem gerar a concentração de tensão até que ocorra a fratura do corpo de prova. Os carregamentos dinâmicos permitem a

tenacidade, na qual, a taxa de deformação é elevada, como acontece nos ensaios de impacto. De outra forma os resultados de um ensaio de tração permite verificar a tenacidade com baixa taxa de carregamentos e em uma condição quase estática. Assim entende-se por tenacidade como a área sob a curva no até o ponto de fratura. Onde pode ser medido a energia por unidade de volume do material com unidades iguais à aquelas utilizadas para resiliência (CALLISTER, 2002).

Para que um material seja tenaz, ele deve apresentar tanto resistência como ductilidade, e frequentemente, materiais dúcteis são mais tenazes do que materiais frágeis, embora o material frágil tenha maior limite de escoamento e maior limite de resistência à tração, ele possui menor tenacidade do que o material dúctil, em virtude de sua menor capacidade de se deformar, como ilustrado anteriormente nas áreas ABC e AB'C' na Figura 16 no tópico de resiliência, uma comparação entre um material dúctil e um material frágil, onde se verifica que a área sob a curva do material dúctil é maior do que a área do material frágil. É possível também verificar uma similaridade do módulo de resiliência com o módulo de tenacidade, entretanto, torna-se mais conveniente quantificar de forma aproximada através dos limites de tensão e deformação referente ao ponto de ruptura do corpo de prova utilizando a equação abaixo de acordo com o comportamento do material submetido à tração (CALLISTER, 2002).

Comportamento dúctil:

$$U_t \approx \sigma_r \varepsilon_r, \quad (10)$$

Comportamento frágil:

$$U_t \approx \frac{2}{3} \sigma_r \varepsilon_r, \quad (11)$$

3.11 ENSAIO DE DUREZA VICKERS

O teste de dureza Vickers foi padronizado neste trabalho, conforme a norma ASTM E92, que consiste em endentar o material sob teste com um endentador de diamante, na forma de uma pirâmide reta de base quadrada e

um ângulo de 136° entre as faces opostas, utilizando uma carga de 1 a 120 kgf durante um período de carga plena entre 10 e 15 segundos. O teste é adaptável a uma grande variedade de amostras de teste que vão desde grandes barras e seções laminadas até pequenos pedaços em montagens metalográficas. O corpo de prova deve ter uma espessura suficiente para suportar a carga aplicada sem ocorrência de deformações na face oposta. A qualidade da superfície deve proporcionar uma impressão nítida para leitura com precisão de $\pm 0,0005$, ou 0,5% do comprimento da diagonal, porém é preciso ter cuidado ao polir a superfície para que não ocorra endurecimento por têmpera provocado pelo calor do atrito. Para uma leitura precisa a perpendicularidade da superfície do corpo de prova com o eixo vertical do endentador, não deve variar mais que $\pm 1^{\circ}$ para superfícies retas, e cuidados adicionais devem ser tomados na interpretação e aceitação das leituras em superfícies cilíndricas. Com os valores obtidos experimentalmente calcula-se a média aritmética. A seguir calcula-se a área da superfície inclinada da endentação. As duas diagonais da endentação estampada na superfície do material depois da remoção da carga são medidas com uso de um microscópio ótico. A dureza Vickers é o quociente obtido da divisão da carga (em kgf) aplicado na área da endentação.

$$HV = \frac{2F \cdot \text{sen.}\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = \frac{18544 \cdot F}{d^2}, \quad (12)$$

Onde:

- F= é a carga em kgf
- d = é a média aritmética entre as duas diagonais, d_1 e d_2 em mm
- HV = é a dureza Vickers

Calculada a média das diagonais da endentação, a dureza Vickers pode ser calculada pela fórmula acima. Os valores também são obtidos por meio de tabelas que acompanham as máquinas de dureza e mostram o valor em função das diagonais (d) medidas na máquina e das cargas aplicadas disponíveis. As principais normas utilizadas para esse teste são: ABNT- NBRNM188-(05/1999); ASTM - C1327-03, E92-82(2003) e2, microdureza E384; ISO 6507 (1997).

3.12 RIGIDEZ DO MATERIAL OU CONSTANTE ELÁSTICA

Materiais elásticos comportam-se como mola, uma força é desenvolvida sempre que houver um movimento relativo entre suas extremidades. A massa e o amortecimento do material “elástico” podem ser considerados desprezíveis sempre que as deflexões são consideradas muito pequenas. Dessa forma a mola pode ser considerada linear, e a seguinte equação pode ser utilizada para o cálculo da rigidez de amostras de tubos de aço de \varnothing_{ext} (D) 42,20 mm, \varnothing_{int} (d) 35,08mm, com espessura de 3,56mm e comprimento de 300mm submetido a uma carga AXIAL (RAO SS,2012).

$$K = \frac{A * E}{l}, \quad (13)$$

Onde (K) é a constante elástica do material, (E) o módulo de Young e (l) o comprimento da barra, e (A) é a área da secção transversal do tubo dado por:

$$A = \frac{\pi * (D^2 - d^2)}{4}, \quad (14)$$

Substituindo A em K, tem-se:

$$K = \frac{\pi * E * (D^2 - d^2)}{4l}, \quad (15)$$

E aplicando o valor do módulo de Young (E) obtido pelo ensaio de tração na formula, é possível conhecer a rigidez de diferentes metais. Corpos rígidos quando recebem um impacto, respondem com movimentos oscilatórios ou vibrações com frequência e período característico do material, denominado frequência natural e período natural (RAO SS,2012), definidos por:

$$\omega_n = \sqrt{\frac{k}{m}}, \quad (16) \quad \text{e} \quad \tau_n = \frac{1}{f_n} = 2\pi\sqrt{\frac{m}{k}} \quad (17)$$

Conhecendo-se a frequência natural de vibração de um dado material através de ensaios, também é possível determinar o coeficiente de amortecimento interno ou amortecimento real (C) do material, ou seja, a

capacidade que o material possui em absorver a energia de impacto através do escorregamento dos seus planos internos. Embora se tenha o fator de amortecimento real, o fator de amortecimento teórico ou amortecimento crítico (C_{cr}), pode ser muito conveniente quando se pretende comparar previamente o comportamento mecânico de diferentes materiais. Dessa forma a equação (18) abaixo, estabelece uma relação entre a rigidez e a massa do material no regime linear elástico.

$$c_{cr} = 2m\omega_n = 2\sqrt{km} \quad , (18)$$

Através dos fatores de massa ($m\ddot{x}$), amortecimento ($c\dot{x}$) e rigidez (kx), é possível estabelecer a relação como segue na figura(17) para observar o comportamento mecânico teórico de materiais por meio sistemas de vibração forçada com um grau de liberdade.

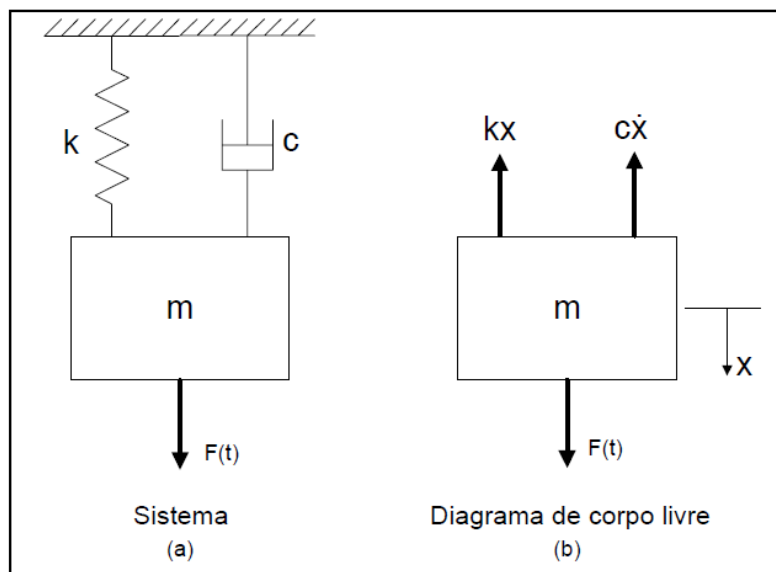


Figura 17 : Sistema de um grau de liberdade com força de excitação (MEIROVITCH, L. e PARKER, R.G., 2001)

$$m\ddot{x} + c\dot{x} + kx = f, (19)$$

m = massa

\ddot{x} = aceleração

c = coeficiente de amortecimento

\dot{x} = velocidade

k = constante da mola

f = força de excitação externa

3.13 MÉTODO DE ESPAÇOS E ESTADOS

$$x_1 = x$$

$$\dot{x}_1 = \dot{x} = X_2$$

$$\dot{x}_2 = \ddot{x} = (f - kx_1 - cx_2) / m$$

Na forma de espaços e estados, tem-se:

$$\dot{\mathbf{x}} = (\mathbf{a} * \mathbf{x}) + (\mathbf{b} * \mathbf{u})$$

$$\begin{bmatrix} \dot{X}_1 \\ \dot{X}_2 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 & 1 \\ -\frac{K}{M} & -\frac{C}{M} \end{bmatrix} * \begin{bmatrix} X_1 \\ X_2 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 \\ \frac{1}{M} \end{bmatrix} * F, (20)$$

4 MATERIAIS E METODOS

4.1 MATERIAL ENSAIADO

Tabela 6: Composição química do AISI 4130.

Designação	Composição, % em peso				
	C	Mn	Si	Cr	Mo
AISI 4130	0,28 - 0,33	0,40 - 0,60	0,20 - 0,35	0,80 - 1,10	0,15 - 0,25

Adaptado de: (AGGEN G., et al, 1993).

Foram experimentados tubos de aço AISI 4130, redondos, sem costura normalizados conforme ASTM A-106, com diâmetro externo de 42,2 mm, espessura 3,56 mm seccionados em comprimentos de 220mm para realização do corte com arco de plasma e posterior soldagem com arco de solda TIG. Em um total de 9 corpos de prova, seccionados no sentido transversal, separados em três grupos com ângulos de chanfro diferentes e cada grupo contendo 5 amostras, sendo os chanfros de 30°, 45° e 60°, conforme a figura (17):



Figura 18: Tubos cortados com plasma e usinados com ângulos Chanfros em 30°, 45° e 60° graus, (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).

4.2 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

Foram utilizados equipamentos da empresa colaboradora Fleming Serviços e Reparos em container LTDA, uma máquina de corte à plasma ESAB LPH35, a qual foi acoplada ao equipamento desenvolvido para realização do corte das amostras, um torno convencional com ferramentas, pastilhas e bits, o qual, foi preparado e ficou dedicado à usinagem dos chanfros das juntas, além dos consumíveis do processo de corte à plasma. Equipamentos do laboratório de soldagem da Faculdade de Engenharia Mecânica de Bauru (FEB) UNESP, uma máquina de solda de multiprocessos modelo IMC Soldagem Digiplus 450, para soldagem das juntas no processo TIG, compressor de ar modelo SCHULZ para fornecimento de ar comprimido para o processo de corte à plasma, e materiais de consumo. Para as análises metalográficas foram utilizados, Politriz metalográfica teclago com rotação de 300 e 600 rpm, embutidora metalográfica manual Teclago EM30D, microscópio óptico Olympus com 5 objetivas, 5X, 10X, 20X, 50X e 100X, com câmera eletrônica acoplada. Na etapa de ensaios mecânicos, foram utilizados, um durômetro Mitutoyo HM-210 para micro-dureza Vickers, e uma máquina universal EMIC DL- 20000 para ensaio de tração. Além de um equipamento desenvolvido para controlar o processo de corte de

tubos com arco de plasma e soldagem com TIG e um sistema de aquisição de dados para coleta das temperaturas.

No processo de corte, utilizou-se uma tocha de plasma no equipamento (LPH35) com eletrodo de tungstênio curto PR105, bocal de cerâmica PC116, anel distribuidor de gás PE106 e bico do tipo curto PD102 e ar comprimido utilizado para queima com pressão de 4,5bar.

Eletrodo de tungstênio EWTh-2 com diâmetro de 1/8" dopado com 2% de Thório. Atende as normas ANSI/AWS, DIN 6848. O uso do eletrodo dopado melhora a ignição e re-ignição, mantém o arco estável com boa emissividade, menor taxa de consumo e da capacidade de trabalhar com altos valores de corrente contínua. (Leonhard A., et al, 1997). Gás de proteção argônio (Ar), com pureza de 99,95%, para queima e proteção, cria uma barreira de proteção de gás inerte que impede a interação dos gases da atmosfera na poça de fusão.

Arame sólido tipo ER80S-B2, cobreado para adição, no diâmetro de 1,2 mm, ligado ao cromo e molibdênio e composição química similar à do metal de base. Possui 0,4-0,65% de molibdênio, 1,2-1,5% de cromo, 0,4-0,7% de manganês, 0,07-0,12% de carbono e 0,4-0,7% de silício. É indicado para soldas resistentes à fluência e pode ser usado também para soldagem de dissimilares de Cr – Mo, conforme aprovação das normas SFA/AWS A5.28, ER80S-B2, EN ISO 21952-B, G 55A 1CM, (CATÁLOGO WELD-INOX,2018).

A especificação técnica deste consumível, também estabelece os parâmetros de operação de soldagem, que variam em função da espessura. Para o arame de 1,2 mm, utilizado neste experimento, recomenda-se que o valor da corrente esteja entre 120 e 350 A. e a tensão fique entre 20 e 33V, para uma taxa de deposição entre 1,5 e 6,6 Kg/h (ESAB, 2017).

4.3 EQUIPAMENTO DESENVOLVIDO

O recurso de laboratório desenvolvido na plataforma Arduino®, consiste de um modelo mecânico rotativo para corte e soldagem de tubos redondos, o qual é formado basicamente por um chassi rígido, uma mesa que desliza sobre trilhos ligados a um sistema rotativo do tipo planetário conforme Figura 18,

ilustra como a tocha e o dispositivo de alimentação do arame (metal de adição) são fixados e mantidos no centro da junta, enquanto a mesa se movimenta durante o processo de soldagem.

Todo o sistema é controlado eletronicamente via software *open source*, programado na linguagem C++. O sistema planetário faz o escaneamento da superfície de uma matriz através de um came seguidor, o qual transmite movimento à mesa através de uma haste soldada à mesa e fixada ao suporte do motor.

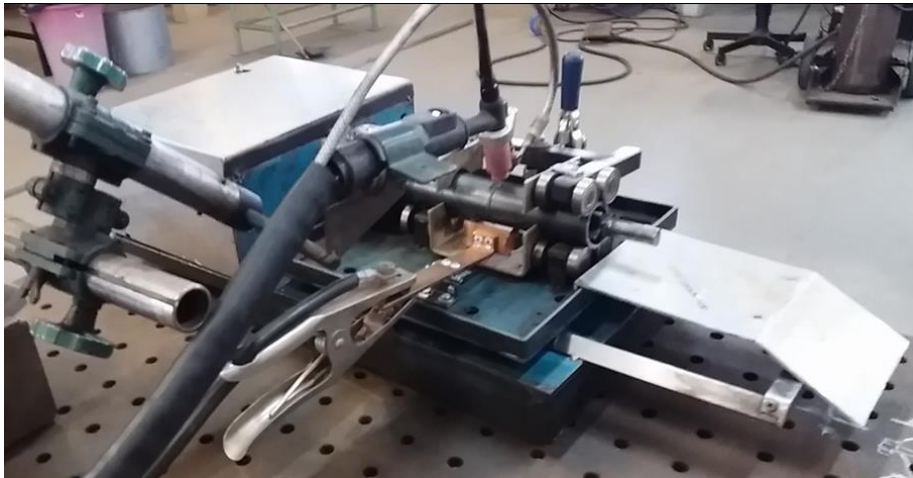


Figura 19: Modelo mecânico rotativo para controle do processo de corte e soldagem de tubos redondos, (Coelho F., Gonçalves G.M.B., 2018)

A mesa por sua vez, movimenta-se conforme as variações geométricas a, b e c da matriz pré-definida apresentada na Figura 19-b, a qual representa a secção transversal do tubo após o corte ou da junta soldada. Entretanto, neste estudo foi utilizada a matriz (b) para produção de junta de secção transversal de corte reto.

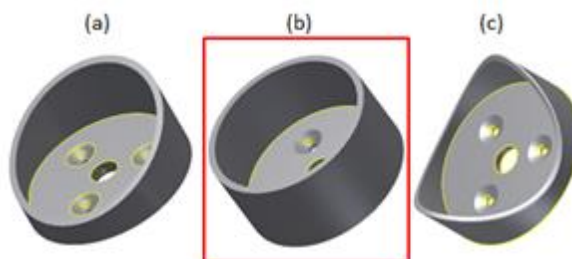


Figura 20: Modelo mecânico rotativo para controle do processo de corte e soldagem de tubos redondos, (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).

Por se tratar de uma máquina para laboratório de pesquisa, o comprimento total da amostra ficou limitado a 130mm, no entanto, caso haja o desejo de otimizar o uso do material durante testes para ajuste de parâmetros antes de processar o material definitivo, é possível utilizar barras maiores com sobra para fora da máquina. Neste caso deve-se levar em consideração a questão do peso para fora do apoio dos mancais de rolamento e o torque necessário para girar o tubo. A caixa de redução está limitada ao torque do motor em 2kgfm para evitar danos, e em trabalhos com barras superdimensionadas pode ser necessário utilizar mancais de apoio extra na parte do tubo que se projeta para fora da máquina.

A justificativa para o desenvolvimento da máquina deu-se, pela necessidade de manter os parâmetros de corte e soldagem constantes com objetivo de garantir uniformidade na distribuição da energia transferida pelos arcos de plasma e de soldagem TIG. Neste contexto, as variáveis de interesse para o controle no corte com plasma foram, o comprimento do arco, a inclinação entre o bico e a superfície do tubo, o tempo necessário para realizar o furo e a velocidade do corte.

Da mesma forma, no processo de soldagem TIG foram controlados o comprimento do arco Figura 20-a, este parâmetro influencia a tensão e a corrente e conseqüentemente a potência do arco. O ângulo de inclinação entre a tocha e a superfície do tubo Figura 20-b, com o qual forma-se um comprimento de arco na superfície do tubo e submete o metal fundido em processo de solidificação à ação da gravidade por um instante que ajuda na penetração. Este ângulo associado ao sentido de rotação do tubo condiciona a soldagem e a deposição do metal de adição na direção orbital descendente.

Tão importante quanto a inclinação da tocha, o ângulo de entrada do metal de adição Figura 20-c, deposita o arame eletrodo sempre no centro da poça de fusão, no ponto de maior energia do arco e mantém pressão sobre a poça de fusão, além de impulsionar o metal fundido contra o cordão recém formado. Com um ângulo de entrada muito acentuado, o arame eletrodo atravessa a poça de fusão sem fundir-se por completo e um ângulo muito tênue interrompe o contato direto entre o arco e a poça de fusão com prejuízo na penetração.

O cordão recém-formado faz com que a superfície de contato entre a poça de fusão e o arco fique em um plano ligeiramente inclinado, por este motivo a tocha foi rotacionada até um ângulo de 30° Figura 20-d, para melhorar o contato do arco com a poça de fusão e não deixar que o metal líquido escorra. Essa rotação da tocha também gera um deslocamento da “saia” do arco para frente, sobre o cordão recém-formado e mantém o metal no estado líquido por um instante de tempo maior sob a ação da gravidade e melhorar a penetração.

O sentido de rotação do tubo Figura 20-e, determina a direção de soldagem, neste caso, foi adotado a rotação no sentido horário para soldagem na direção orbital descendente. A velocidade de rotação do tubo é uma variável dinâmica que influencia o aporte de calor inversamente e pode ser determinante para a qualidade da coalescência das partes soldadas.

Também associado a energia do processo, o controle da velocidade de alimentação do arame Figura 20-f, ajuda na uniformidade da distribuição de calor, visto que o metal de adição depositado consome calor para ser fundido. Com velocidade de alimentação excessiva, pode ocorrer falta de fusão e penetração insuficiente com grande prejuízo na diluição do metal de base com o metal de adição, além da possibilidade de haver choque entre o arame eletrodo e o metal endurecido, que neste caso movimentaria a tocha e desestabilizaria o arco impossibilitando a soldagem.

Dada a importância e a dificuldade de controle das variáveis dinâmicas, tais como, as velocidades de rotação do tubo e de alimentação do arame, estas foram microcontroladas, afim de garantir maior estabilidade ao processo. Assim como, os instantes de ignição do arco, início da rotação do tubo e suprimento do metal de adição e criação da poça de fusão. O controle da alimentação do arame, e dos acionamentos condicionados a criação da poça de fusão, não teria sido possível sem existência de uma interface entre o MMR120-1 e as fontes de plasma e de soldagem, estabelecida por um cabo de sinal.

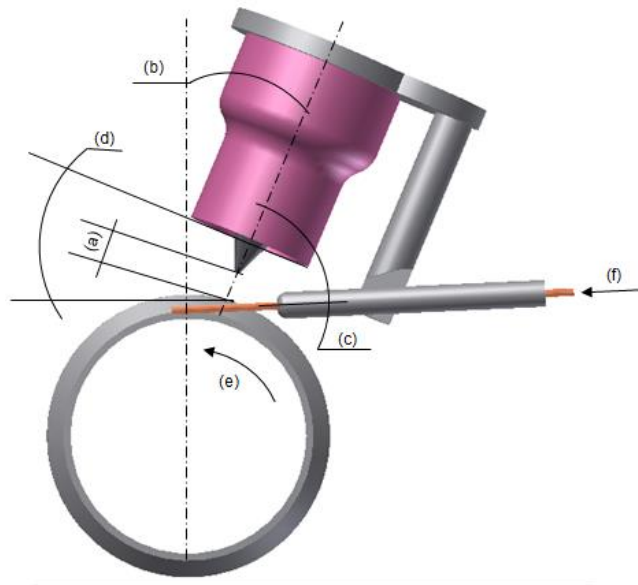


Figura 21: Parâmetros de soldagem controlados pelo processo mecanizado, (COELHO F., GONÇALVES G.M.B., 2018).

O equipamento desenvolvido foi estruturada para fixar os parâmetros de posicionamento (variáveis estáticas), com auxílio do suporte de fixação das tochas de plasma e de soldagem, enquanto que aos parâmetros de acionamento e de movimento (variáveis dinâmicas), foram realizados através de equipamentos eletrônicos (fonte de alimentação 24VDC, micro controlador Arduino mega 2560, módulo relé, sensor IR, display de LCD 20x4, motor de passo NEMA 23). Estes equipamentos foram montados no compartimento fechado da máquina para proteção contra fonte de calor e poeira.

O MMR 120 - 1 é formado basicamente por um chassi rígido e uma mesa que desliza sobre trilhos. No lado superior da mesa existem mancais de rolamento que mantêm o tubo nivelado e centralizado com o arco elétrico de plasma ou de soldagem, durante a rotação do tubo. Este tipo de montagem foi possível com uso de um mancal de rolamentos escamoteável, o dispositivo pressiona o tubo contra o mancal inferior e mantém as duas partes da junta alinhadas, além de possibilitar uma substituição rápida. Também faz parte da mesa deslizante, uma placa para torno com 4" de diâmetro. A placa tem a função de engastar o tubo e rotacionar durante o processo, o movimento é transmitido por um motor de passo através de um eixo que atravessa o centro da matriz de corte e soldagem, o qual é ligado ao eixo do motor. Perpendicular ao eixo que liga o motor à placa existe um eixo fixado com um rolamento na

extremidade. Este rolamento é mantido em contato com a matriz por uma mola de constante elástica de 220N, onde uma ponta está fixada à mesa e a outra no chassi.

O contato entre o rolamento e a matriz Figura 19, vista anteriormente, permite o escaneamento da superfície da matriz durante o movimento de rotação, onde as variações geométricas da matriz associado ao são convertidas em movimentos retilíneos de “vai-e-vem” para a mesa. Portanto, se a matriz tiver secção transversal reta, nenhum movimento será transmitido à mesas, entretanto, se a secção transversal tiver um formato senoidal, a distância do deslocamento da mesa, será proporcional ao comprimento da fase, no ângulo que o rolamento toca a matriz. Em geral as variações na secção transversal da matriz resultam em movimento da mesa em avanço e recuo. O sistema é controlado por micro controlador Arduino® modelo mega 2560, com parâmetros definidos via software desenvolvido em na linguagem de programação C++. O software carregado na memória ROM do micro controlador, basicamente tem a função de interpretar o valor hexadecimal enviado pelo controle remoto, recebido pelo receptor de Infra Red (IR) e disparar a rotina selecionada do algoritmo do programa, a qual, determina os tempos e as velocidades do processo, tanto para o corte com plasma quanto para a soldagem TIG.

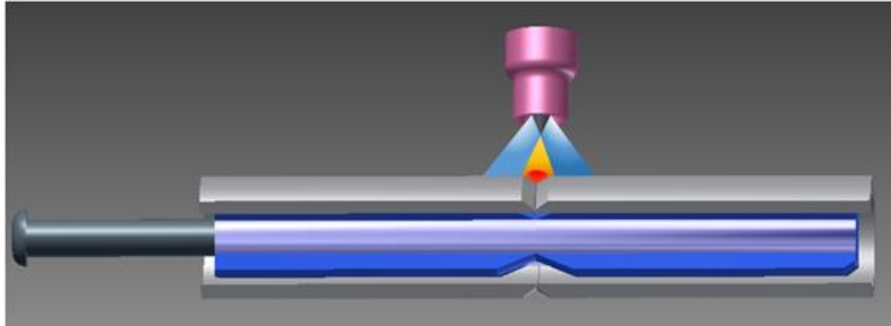


Figura 22: Dispositivo utilizado para alinhamento da junta, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018)

Um outro dispositivo foi desenvolvido para auxiliar no alinhamento dos tubos durante o processo de soldagem, afim de resolver problemas de desalinhamento provocado pela contração. O dispositivo tem formato de espiga delgada, dividida em duas partes que podem ser unidas por pinos de encaixe justo do tipo macho-fêmea, possui quatro abas que fazem contato com a parede interna do tubo, que impede a torção e permite o deslizamento à medida que as contrações ocorrem. Conforme pode ser visto na Figura 20, as abas são chanfradas nas extremidades localizadas no centro da junta, dessa forma a área de operação de soldagem fica livre sem oferecer resistência à expansão dos gases ao redor de toda junta.

Inicialmente as 9 amostras foram seccionadas com uso de uma máquina de serra de fita horizontal, com sistema de refrigeração, e agrupadas 3 grupos, contendo 3 mostras cada onde para cada grupo foi definido uma variação de ângulo de chanfro: 30°, 45° e 60°. Foi considerada uma amostra para cada grupo, sob as mesmas variações de processo, mas em condições de resfriamento em água fria (controle positivo de desempenho afetado). Além disso, mais um grupo com amostras do material nas suas características originais de fábrica (i.e. não passou pelos processos de corte ou soldagem) - controle negativo, utilizado para qualificar a soldabilidade do tubo de aço AISI 4130 em cada variação. A Figura 22, ilustra o formato do grupo amostral experimentado.

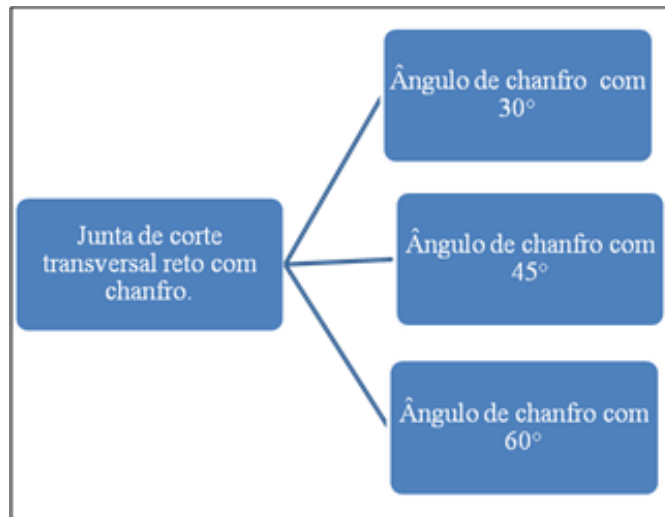


Figura 23: Delineamento experimental, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).

A máquina de plasma LPH35 precisou de modificações, conforme ilustrado na Figura 23, para operar no modo de arco não transferido. Foi preciso estabelecer uma conexão entre o circuito de contato do bocal e o circuito de aterramento ou "massa". Assim, o arco foi formado dentro do bocal e em seguida é soprado para fora, estabelecendo o arco de plasma e mantendo a peça eletricamente isolada no processo, recebendo somente o calor transferido pela coluna de plasma. Uma outra modificação foi efetuada no sistema de disparo, onde o circuito de disparo numerado como 3 e 6, foram interrompidos e conectados a um módulo de relé utilizado para fazer interface com o modelo mecânico desenvolvido através do micro controlador. Com esta interface foi possível controlar eletronicamente os tempos de criação do furo inicial, quando, a tocha precisa permanecer parada com arco de plasma estabelecido até fundir a parede do tubo, o tempo de giro para corte total e desligamento ao final do percurso.

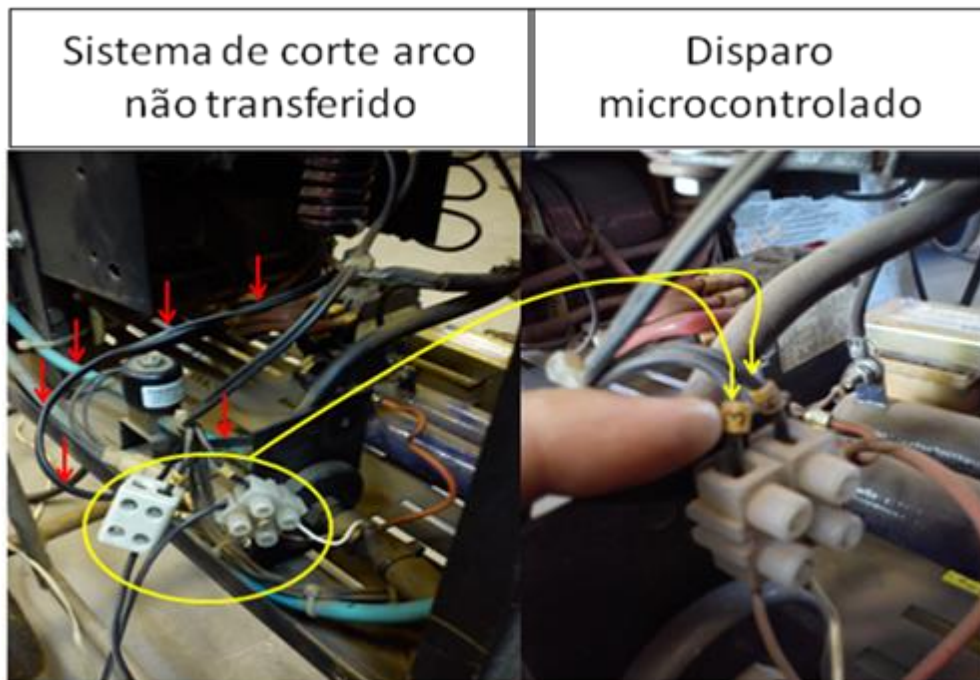


Figura 24: Conexão entre bocal e circuito de aterramento, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018)

4.4 POSICIONAMENTO DA TOCHA DE PLASMA

A tocha foi deslocada 5 mm do centro do tubo para formar um ângulo de $44,67^\circ$ graus de saída para remoção do metal fundido. O ângulo utilizado reduz a ocorrência de respingos no bico, além de proporcionar melhor desempenho devido a rápido remoção do metal fundido e pouca necessidade de limpeza do bico. O esquema de posicionamento, segue ilustrado na Figura 24.

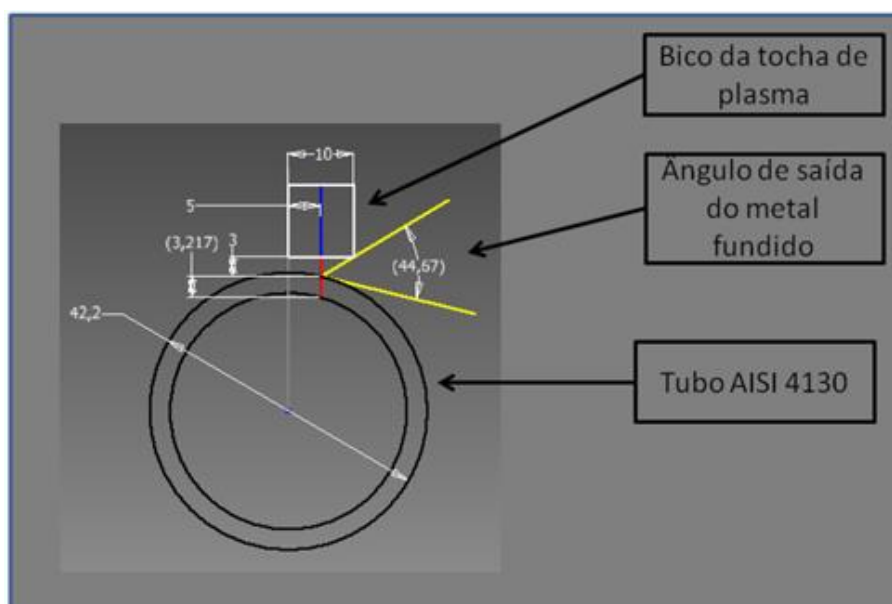


Figura 25: Esquema de posicionamento da tocha de plasma, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).

Para obter pressão constante de 4,5 bar de ar comprimido durante o corte, o ajuste foi realizado manualmente com a válvula de ar comprimido aberta e o arco de plasma estabelecido, a mesma regulagem de pressão foi utilizada para todos os cortes. Para fornecimento de ar comprimido foi utilizado um compressor da marca SCHULZ, este modelo fornece 45 m³/min. com pressão ajustada em 6,89 bar. Durante o processo de corte o purgador do compressor foi mantido com uma pequena abertura para evitar acúmulo de água no reservatório. Nos dias que os cortes foram realizados a umidade relativa do ar variou entre 10 e 18%.

Os tubos passaram por processo de limpeza (conforme padrão ASTM A380) a base de solvente para eliminação de óleos, graxas e outros tipos de compostos orgânicos que pudessem prejudicar a qualidade da junta soldada. Em seguida, foram fixados na máquina (Figura 14) e cortados no sentido transversal em comprimentos de 110mm.

Foram utilizados mancais para fixação e rolamento para montagem e realização do corte. A rolagem do tubo foi feita por placa de torno com castanhas fixadas às paredes internas. Conforme ilustração na Figura 20-a, posicionamento para o corte e Figura 25-b tubo de teste sendo cortado.

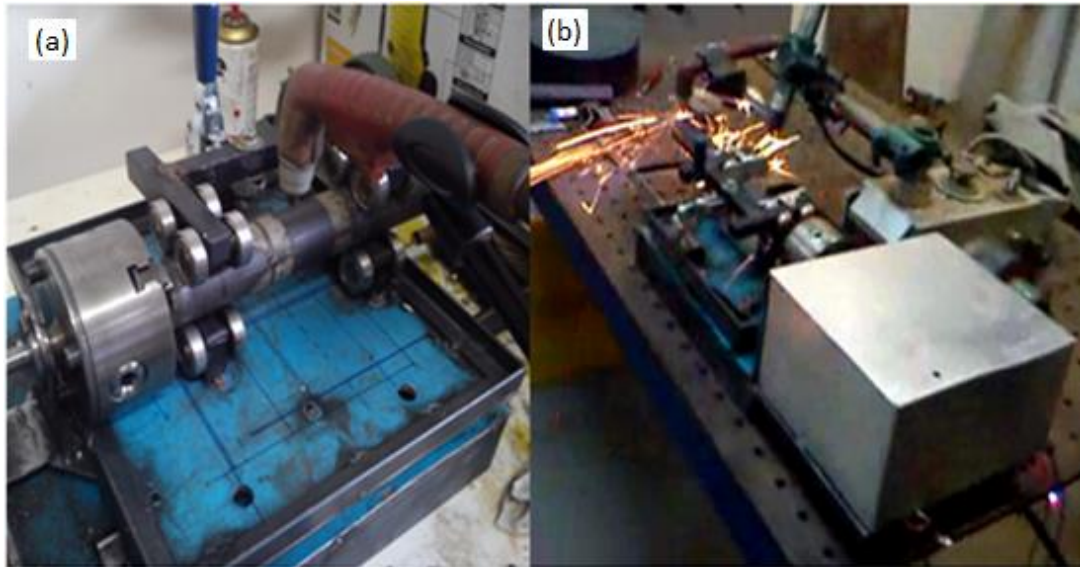


Figura 26: Sistema de fixação do tubo AISI 4130, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).

Ao receber pressionar a tecla número "1" do controle remoto, um sinal é recebido pelo sensor de IR e transmitido ao programa escrito em C++ no formato hexadecimal, que identifica o comando e faz o disparo para ignição do arco de plasma com o fechamento dos contatos do módulo de relé de link com a fonte de energia plasma ESAB LPH35. O modelo mecânico rotativo permanece parado por 1,2 segundos, com o arco de plasma estabelecido para criar o furo, em seguida a placa inicia o movimento de rotação no sentido horário com velocidade de 67,22 m/h. Ao fim do percurso com o corte efetuado, e o arco extinto, o sistema de proteção da máquina de plasma mantém um fluxo de ar comprimido por alguns segundos para arrefecimento do sistema, por esse motivo a placa do modelo rotativo continua girando por mais 50° graus, o suficiente para evitar que o fluxo de ar incida sobre o metal ainda incandescente e gere defeitos. Mesmo com o arco extinto, mas com um fluxo de ar incidindo sobre o metal fundido ainda incandescente, acontece liberação de energia exotérmica proveniente da reação entre o oxigênio e a superfície do metal em alta temperatura. Estes poucos segundos são suficientes para remoção de metal da superfície já cortada. Por conveniência de operação e melhor acesso para soltar e prender os tubos na placa o botão de comando "2" do controle remoto foi programado para retornar a placa na posição inicial, ou seja, 50° no sentido anti-horário.

Apesar da soldagem por fusão ser capaz de consumir totalmente a ZAC criada pelo corte, dentro de um fator EMA ("*edge machining allowance*") de 1,5, ou seja, a área de solda deve sobrepor a zona afetada pelo calor pelo corte em no mínimo 1,5X, para aços baixa liga. Dessa forma os tubos precisam ser cortados com a velocidade máxima alcançada para minimizar a ocorrência do efeito térmico. Porém os requisitos de qualidade do corte precisam, ser atendidos, o qual deve apresentar uma superfície com pouca rugosidade, inclinação, redução da superfície de corte e rebarba. Entretanto, para evitar que a presença de camada endurecida que possa interferir na qualidade das juntas após a soldagem, admite-se um sobre metal mínimo de 1,5 mm para o corte, para remoção antes de realizar a soldagem, durante o processo de usinagem e preparação do chanfro da junta.

4.5 PROCESSO DE SOLDAGEM

Nesta etapa, as amostras foram posicionadas em contato conforme simulação de montagem e fixação visto anteriormente, e fixadas com uso de gabaritos para que permanecessem na posição de soldagem sem uso de pontos de solda. Em seguida, a soldagem TIG foi efetuada por um processo mecanizado e controlado eletronicamente pela MMR 120-1, desenvolvida no laboratório de soldagem da Faculdade de Engenharia de Bauru (FEB-UNESP), utilizando um sistema planetário, onde um rolamento (came) escaneia a superfície de uma matriz e reproduz o formato da junta de solda através da associação do movimento da mesa com a rotação do tubo. Este sistema permite soldar juntas em formatos de cortes transversal reto, chanfro e senoidal, com velocidade de soldagem controlada e comprimento de arco constante.

A fonte de soldagem de multi-processo Digiplus 450 foi configurada para trabalhar com tensão de 25 V, em corrente média retificada de (-120A), com arame alimentado a uma velocidade de 1,4 m/min., utilizando eletrodo não consumível de tungstênio de 3,21 mm de espessura dopado com 2% de Tório, em velocidade de soldagem de 5.96 m/h com arco de plasma e proteção gasosa de gás argônio ajustado com vazão de 11 L/min.

Com estabelecimento dos parâmetros de soldagem, energia ou o aporte térmico (H_t) transferido pelo arco elétrico no processo de soldagem pode ser estimada pela fórmula 9:

$$H_t = \frac{(I_m)(U_m)}{v_s} \times \eta \frac{\text{KJ}}{\text{mm}}, \quad (21)$$

Onde H_t é o aporte de calor total, I_m é a corrente média, U_m a tensão média, v_s a velocidade de fusão, dados em joule por milímetro e η a eficiência da fonte de soldagem.

A partir dos testes de soldagem foi possível definir o menor tempo de soldagem para preenchimento total do cordão, medido em 1 min. e 12 segundos.

No ensaio da calibração da soldagem utilizou-se tubos de aço cortados no sentido transversal e reto (90°), suas medidas podem ser conferidas na tabela abaixo:

Tabela 7: Materiais Ensaados

Dimensões dos tubos ensaiados				
Ø externo (mm)	Ø interno (mm)	Espessura (mm)	Comprimento total (mm)	Chanfro (graus)
42,2	38,64	3,56	110	30, 45 e 60

(COELHO F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).

A tocha foi posicionada conforme detalhado na Figura 19 do item 4.5, na posição de soldagem orbital descendente para as soldagens de raiz e preenchimento. No passe de preenchimento, a entrada do arame ocorreu no sentido concordante à rotação do tubo, mostrando-se benéfico em relação à penetração e formação do cordão de raiz.

Os parâmetros de posicionamento Figura 26, foram estabelecidos com comprimentos de arco de 2,1 e 4mm para a soldagem autógena no passe de raiz e de preenchimento. Em ambos os processos foi mantido um comprimento

de eletrodo de 5mm para fora do bocal. A preparação do eletrodo de tungstênio foi realizada deixando um ângulo de conicidade da ponta de $23,5^\circ$ graus e 1 mm de diâmetro da ponta, conforme Figura 26.

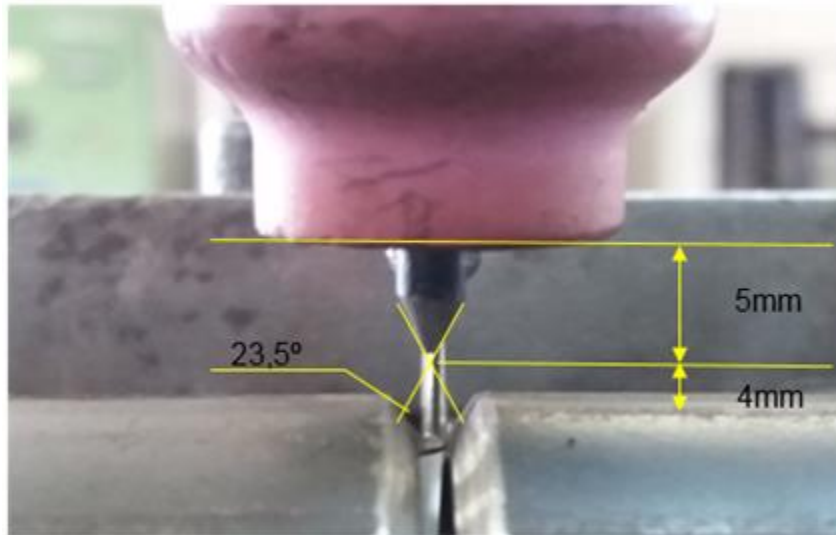


Figura 27: Comprimento do Arco, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018).

O programa escrito na linguagem C++, controla o disparo, o giro do motor, e a extinção do arco. Ao ligar a máquina, esta carrega o programa gravado em sua memória com todas as bibliotecas de funções. Quando o disparo é efetuado a máquina realiza abertura de um pré-gás e aguarda o curto circuito entre o eletrodo e a peça para abertura do arco. Após a abertura do arco o sistema mantém o tubo parado por cerca de 2 segundos e em seguida inicia a rotação do tubo e logo em seguida inicia a alimentação do arame. A mesma velocidade é mantida ao longo de toda a circunferência do tubo, realizando um movimento contínuo até o término da soldagem.

A Figura 27 exibe uma rotina padrão para realização do corte com arco de plasma ou soldagem com TIG. A programação para o controle dos dois processos segue a mesma lógica, diferenciando-se pelos valores de suas variáveis que precisam estar adequadas aos parâmetros de cada processo.

```

1. digitalWrite(pinoledvermelho, LOW); // Apaga o led vermelho e aciona a
   fonte de energia
2. digitalWrite(pinoledazul, LOW); // Apaga o led azul, indica rotação no
   sentido anti-horário
3. digitalWrite(pinoledverde, HIGH); // Acende o led verde, indica rotação
   no sentido horário
4. // Giro do motor no sentido de rotação e número de voltas
5. d=148;// Deslocamento da tocha em relação ao tubo
6. v=6;// Velocidade de deslocamento
7. delay(10);// Tempo para criar da poça de fusão e preaquecimento
8. for (int i = 0; i<=928; i++)// Início das revoluções
9. {
10. delay(0);// Incremento para redução de velocidade
11. //Determina a velocidade inicial do motor
12. myStepper.setSpeed(v);// Velocidade
13. myStepper.step(d);// Deslocamento
14. }
15. digitalWrite(pinoledazul, LOW); // Apaga o led azul
16. digitalWrite(pinoledverde, LOW); // Acende o led verde
   digitalWrite(pinoledvermelho, HIGH); // Acende o led vermelho e desliga
   a fonte de energia
17. } |

```

Figura 28: Algoritmo do processo para corte e soldagem, (COELHO, F. e GONÇALVES G.M.B., 2018)

A linha nº 1, faz o acionamento da fonte de energia, seja ela uma fonte de plasma ou de soldagem. Quando o controle remoto emite um sinal hexadecimal correspondente a função 1, a porta PWM, na qual o led vermelho está ligado muda para nível lógico baixo (*LOW*). Então o led vermelho se apaga, e muda a porta de comunicação do módulo de relé para nível lógico baixo. Isto faz com que o circuito de disparo da fonte de plasma ou de soldagem seja fechado.

Nas linhas nº 2 e 3, tem o mesmo funcionamento do led vermelho, no entanto, servem apenas para indicar o sentido de rotação, sendo o led verde aceso, rotação no sentido horário, ou led azul aceso, rotação no sentido anti-horário.

Quanto as linhas nº 6 e 7, servem para definir os valores das variáveis de deslocamento (*d*), ou velocidade (*v*), de acordo com o processo selecionado. Logo abaixo, na linha 8, define-se o tempo necessário no qual a máquina deve ficar parada com o arco estabelecido para realização do furo, no caso do corte

com arco de plasma, ou criação da poça de fusão, no caso da soldagem. Em seguida, entre as linhas nº 9 e 15, são definidos os parâmetros de rotação do motor, em passos por revolução, de acordo com os valores das variáveis “v” e “d”, com incremento de um “*delay* (n)” na linha nº 11, que funciona como redutor de velocidade, onde para cada unidade gera-se um atraso de aproximadamente 1 segundo no tempo total de soldagem. Enfim, as linhas nº 16, 17, 18, têm a mesma função das linhas nº 1, 2 e 3, entretanto, vale ressaltar que a linha nº 18 acende o led vermelho e muda o nível lógico do relé para alto (“*HIGH*”) e abre o circuito de disparo da fonte, iniciando o processo de desligamento da fonte.

Os tubos foram usinados em chanfro com formato "V" com 1,2 mm de altura de raiz, formando ângulos de 30°, 45° e 60°. Em seguida receberam lixamento na região externa seguido de limpeza a base de solvente para eliminação de óleos e graxas ou qualquer outro tipo de impurezas. A limpeza da superfície foi realizada para evitar inclusões e melhorar o contato elétrico entre o tubo e os rolamentos do mancais de fixação do MMR-120-1.

4.6 ANÁLISES QUÍMICAS

Os teores de carbono e enxofre presentes nos metais de solda obtidos, metal de base e arame eletrodo, foram determinados através do processo de fusão em atmosfera de oxigênio, enquanto que, os teores de nitrogênio e oxigênio foram determinados pelo processo de fusão a vácuo. Da mesma forma, os demais elementos químicos, como o Fe, Cr, Si, Mn e Mo, foram analisados por espectroscopia de raios X por dispersão de energia em amostras com superfície polida com alumina de 0,3µmm embutidas em baquelite.

4.7 ENSAIOS METALOGRAFICOS

As análises metalográficas envolveram a realização de exames macro e micrográfico em amostras de tubo de aço AISI 4130 retiradas da

seção longitudinal do tubo. As mostras foram retiradas em comprimentos de 25mm, por 5mm de largura e espessura de 3,56mm, compreendendo as regiões da ZF e ZAC e embutidas em baquelite com uso de uma embutidora metalográfica manual Teclago EM30D.

Inicialmente, as amostras foram submetidas aos procedimentos de preparação para ensaio de metalografia, que consiste em lixar a superfície para remoção de imperfeições e marcas da ferramenta de corte, reduzindo gradativamente a granulação da lixa em 320, 400, 600 e 1200, até que se obtenha uma superfície com pouca rugosidade ou que a superfície esteja em condições suficientes para realização do polimento à base de pasta de diamante.

As amostras preparadas foram mantidas em desumidificadores (para protegê-las da oxidação) até o momento em que receberam um ataque químico de Nital 2% (solução de 2% de ácido nítrico em etanol) para revelação da microestrutura de grãos antes de serem observadas no microscópio óptico. Cinco regiões da zona fundida dos metais de solda foram analisadas, procurando-se identificar aspectos de refinamento e a incidência dos principais microconstituintes de acordo com a terminologia de padronização proposta pelo IIW- Instituto Internacional de soldagem, Doc.999 – 88.

4.8 ENSAIOS DE DUREZA VICKERS

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados com um durômetro Mitutoyo HM-210 para micro-dureza Vickers em 175 pontos distribuídos em cinco camadas. Em cada camada foram medidos 35 pontos distribuídos horizontalmente em intervalos de 0,5 mm, cobrindo as regiões da ZF (solda de raiz e preenchimento) e ZAC, partindo do centro do cordão e seguindo em direção a ZAC. A partir dos dados obtidos foram construídos os perfis médios de dureza das juntas de soldadas.

A Figura (28) exhibe um desenho esquemático de uma amostra retirada do tubo em corte longitudinal, com os pontos de medições da dureza distribuídos na ZF e na ZAC, de acordo com as heterogeneidades encontrada na microestrutura.

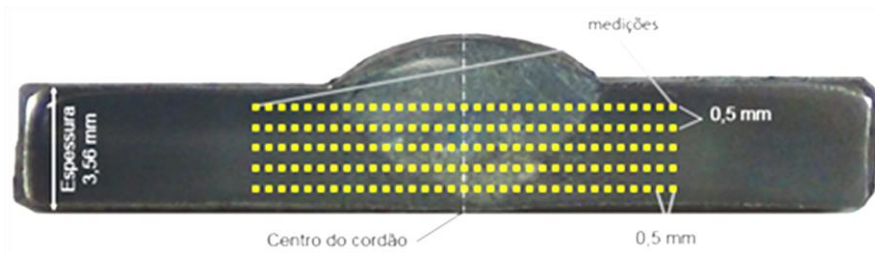


Figura 29: Amostra do tubo para ensaio de dureza, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

4.9 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos de prova foram usinados com uso de fresadora convencional com sistema de resfriamento por jato de fluido de corte, retirados no sentido longitudinal dos tubos e transversal do cordão de solda, com dimensões conforme determina da Norma BS709. O modelo fabricado pode ser visto na Figura 29, com informações do comprimento e largura útil, comprimento e largura total, espessura e raio adjacente a largura útil, assim como da área total em milímetros quadrados.

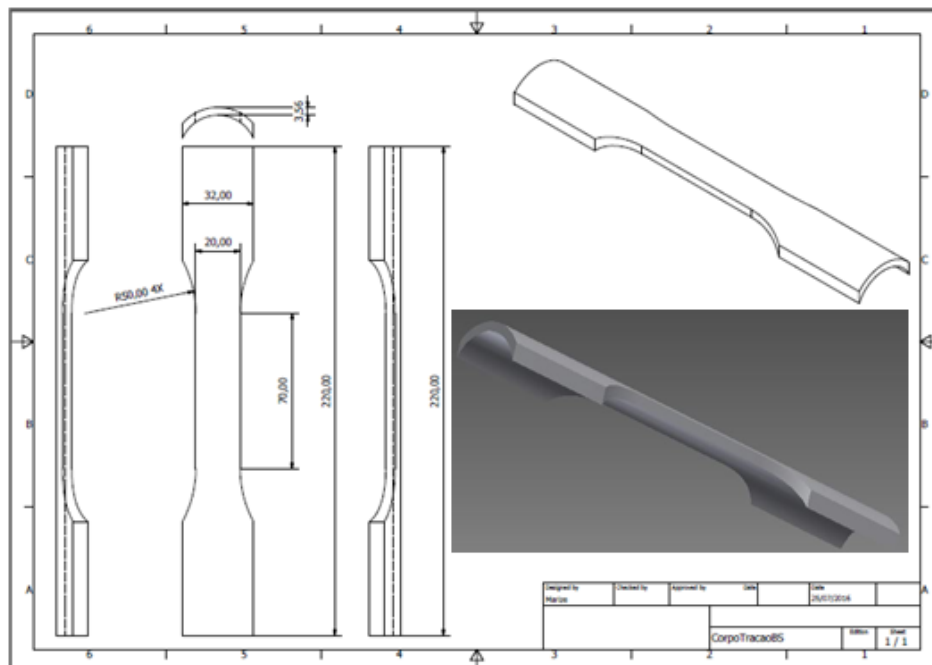


Figura 30: Modelo de amostra para ensaio de tração conforme, norma BS709, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

4.10 COMPORTAMENTO MECÂNICO

Os dados obtidos pelos ensaios mecânicos em especial o ensaio de tração, receberam um tratamento matemático para determinação das variáveis que definem o comportamento mecânico teórico do material em trabalho. Este trabalho foi simulado no programa Matlab®, no qual foi possível comparar a resposta harmônica do material quando solicitado mecanicamente por uma força (F), que simula um impacto.

Dessa forma foram utilizados códigos de programação aplicados no método de espaços e estados, com uso da função interna do Matlab® ODE45(), a qual retorna valores de velocidade e deslocamento de acordo com os valores pre-definidos para os materiais em estudo, no caso, as juntas de 30, 45 e 60 graus.

O texto abaixo é um exemplo que segue da forma como foi retirado do script do software Matlab®, nomeado como (entrada_mmamortecedor.m).

```
1. clc
2. clear all;
3. global k m c f
4. k = 400;
5. m = 10;
6. f = 100;
7. c = 10;
8. tspan = 0:0.1:30;
9. a = [1 0]; % condições iniciais de velocidade e
    deslocamento[deslocamento velocidade]
10. %processador
11. [t,x] = ode45(@g_mmamortecedor,tspan,a)
12. %resposta
13. plot(t,x);
14. xlabel('tempo[s]');
15. legend('velocidade [mm/s]','deslocamento [mm]');
16. grid;
```

O programa (entrada_mmamortecedor.m), utiliza uma função g_mmamortecedor chamado na linha (11) do programa, para processamento a equação diferencial pela função ODE45(). A função nomeada como (g_mmamortecedor.m) foi escrita como segue abaixo:

```
1. function dy = g_mmamortecedor(t,x)

2. global k m c f
```

```
3. dy = [x(2), %***** x(2) = "x(1)ponto"  
4. (- c*x(2) - k*x(1) + f)/m; %*** ( k*x(1) + f)/m;] = "x(2)ponto"
```

5 RESULTADOS

Os objetivos alcançados neste estudo baseiam-se no sucesso da manufatura do modelo mecânico rotativo micro controlado, denominado (MMR120-1), e sua aplicação em processos controlados de corte e soldagem TIG com o qual foi possível obter as juntas soldadas nas condições ideais propostas para projeto.



Figura 31: Tubos AISI 4130 cortados no processo plasma com ar comprimido no método de arco não transferido (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

Nos resultados dos ensaios mecânicos de dureza Vickers e de tração foram analisadas as propriedades mecânicas e o desempenho do material após a soldagem, também fazem parte os resultados dos ensaios

metalográficos de macrografia e micrografia óptica, para caracterização dos aspectos macroscópicos da junta soldada e do desenvolvimento da microestrutura nas zonas fundidas e afetadas pelo calor provocado pelos ciclos térmicos influenciados pela alteração dos ângulos de chanfro das juntas. Tão importante quanto os ensaios citados, os dados das análises químicas permitiram quantificar a composição química do material para melhor entendimento das alterações das propriedades mecânicas das regiões afetadas pelo processo de soldagem.

5.1 O MODELO MECÂNICO ROTATIVO

Com o MMR120-1 foi possível selecionar via software C++, a velocidade angular de rotação dos tubos para o controle dos processos corte e soldagem. A faixa de operação do equipamento ficou entre 1 e 120 m/h, o equivalente a 0,28mm/s e 33,48mm/s.

Outro recurso importante do equipamento, é o acionamento eletrônico das fontes de plasma e soldagem a partir do equipamento desenvolvido, o qual, foi utilizado para controlar o tempo necessário para criação do furo, início e fim do corte, assim como o tempo para criação da poça de fusão, de início e fim da soldagem. O sistema de fixação por mancais rotativos, sendo o mancal inferior fixo e o superior escamoteável e com uso de um intra-gabarito, permitiu obter juntas soldadas e alinhadas sem uso de pontos de solda para travamento, afim de impedir as distorções por contração térmica.

Pensando nas condições de segurança operacional de experimentos em laboratório, a operação foi realizada por controle remoto, assim, o aluno ou pesquisador consegue manter uma distância segura, fora do alcance dos respingos de metal fundido que possam ocorrer na abertura do arco.

5.2 CORTE COM ARCO DE PLASMA

Antes da realização dos cortes dos CDP definitivos, foram experimentados alguns cortes para constatação de problemas que pudessem interferir ou prejudicar a qualidade do processo. Constatou-se que o ângulo de

saída para remoção do metal fundido foi essencial para evitar problemas de entupimento do bico e extinção do arco, causado por respingos durante a etapa de criação do furo. Nesta etapa, a pressão do arco expulsa o metal fundido do local onde o furo é realizado, e sem o ângulo de saída o metal fundido é lançado para cima e uma parte do material atinge o bico. Com uso ângulo de saída, um fluxo de ar e metal fundido é criado adjacente à coluna do arco, e com isso, é possível obter cortes de melhor qualidade e economizar tempo de experimento com a limpeza do bico.

Em dias chuvosos a atividade precisou ser interrompida, quando a umidade do ar variou entre 86 e 100%, pois o processo de corte com o plasma com alto índice de umidade mostrou-se inviável devido a problemas como, obtenção de cortes de teste com defeitos grosseiros, vida útil do bico com redução acentuada, defeitos ou queima do anel distribuidor e elevado desgaste do eletrodo. Foi necessária remoção do material respingado entre cortes com uso de uma lima N. 2, para que o material respingado não causasse deflexão do arco de plasma ao obstruir o jato catódico.

A velocidade de corte ficou limitada à capacidade da fonte de plasma LPH35, com a qual, foi possível cortar os tubos a uma velocidade de 35,04 m/h. Conforme a norma ISO 9013, os cortes foram obtidos com boa qualidade, com angularidade próximo a $(\alpha) = 9^\circ$, sem redução no perfil da superfície do corte, ou seja, com bordas de canto vivo e (raio de arredondamento da borda da superfície perpendicular ao corte) $Rz5=0$, foram observadas marcas leves de arrasto medindo $n = 1,75\text{mm}$, o derretimento na superfície foi desprezível, com pouca formação de rebarba na face interna, a qual pôde ser removida manualmente.

5.3 SOLDAGEM COM ELETRODO DA TUNGSTÊNIO IMERSO EM GÁS INERTE

A soldagem de passe de raiz apresentou fusão total em toda a circunferência da junta, o cordão de raiz formou-se a partir da deposição de metal de base fundido proveniente das faces do ângulo da junta. Isto produziu canais com pequenas diferenças de profundidades e largura influenciada pela

variação do ângulo da junta. O ângulo de 30 graus forneceu maior quantidade de metal fundido para formação do cordão de raiz, em razão disso o cordão de raiz ficou mais espesso para este ângulo. Com o aumento do ângulo da junta a espessura do cordão de raiz diminuiu devido a menor participação do metal de base.

Influenciado pelo resultado do passe de raiz, o cordão de preenchimento mostrou variações quanto a penetração, a diluição e conseqüente mente em forma geométrica.

O cálculo da energia de soldagem foi obtido utilizando a equação do aporte térmico (H) considerando a eficiência da fonte de soldagem $\eta = 85\%$, a partir dos valores médios de corrente e tensão, adquiridos pelo sistema de aquisição de dados SAP(v4) da fonte de soldagem IMC Soldagem Digiplus450, modelo A7.

Com isso as energias empregadas no processo de soldagem autógena (SJA) e de preenchimento (SJP), para cada tipo de junta estão apresentadas na Tabela (8) e os valores estão em joules por milímetro. Os valores de corrente I_m e tensão U_m utilizados para soldagem de raiz, foram $I_m = -112A$ e $U_m = -25v$, respectivamente, e a velocidade de soldagem foi mantida constante $v = 2,23mm/s$. Da mesma forma para a soldagem de preenchimento, foram utilizados $I_m = -112A$ e $U_m = -25v$ e velocidade de soldagem $v = 1,34mm/s$.

Tabela 8: Energia média de soldagem

Energia média de soldagem [J/mm]	
Tipo de junta	H_m (J/mm)
SJA30	475
SJP30	922
SJA45	472
SJP45	971
SJA60	420
SJP60	960

(Coelho, F. e Gonçalves, G. M. B., 2018)

Para uma melhor visualização da eficiência dos processos de soldagem, os dados foram resumidos em valores médios e agrupados por tipo de junta e dispostos em pares de acordo com o ângulo da junta. Na Figura (30), observa-se que a energia de soldagem foi praticamente a mesma entre os ângulos de 30 e 45 para a soldagem autógena de raiz, com uma pequena queda de +/- 50 J/mm no ângulo de 60 graus. No entanto, mesmo com diferenças pequenas, é possível ver que a tendência é de queda à medida que o ângulo da junta aumenta. Como visto na macrografia, as maiores larguras de cordão ocorreram nos ângulos de 30 e de 60 graus, sendo o primeiro devido o efeito de espalhamento na superfície do tubo com pouca penetração e o segundo devido ao maior espaço para acomodar o metal fundido e pelo aumento da penetração. Esse comportamento faz com que o comprimento do arco cresça e aumente a diferença de potencial entre o eletrodo e o CDP, com isso a resistência à passagem da corrente aumenta, provocando redução do calor do arco. Quanto ao ângulo de 45, a ocorrência de maior energia transferida, poderia estar ligada à altura do cordão de reforço, que devido a isso, a diferença de potencial entre o eletrodo e o CDP diminui, e a corrente do arco elétrico aumenta, e a energia transferida também.

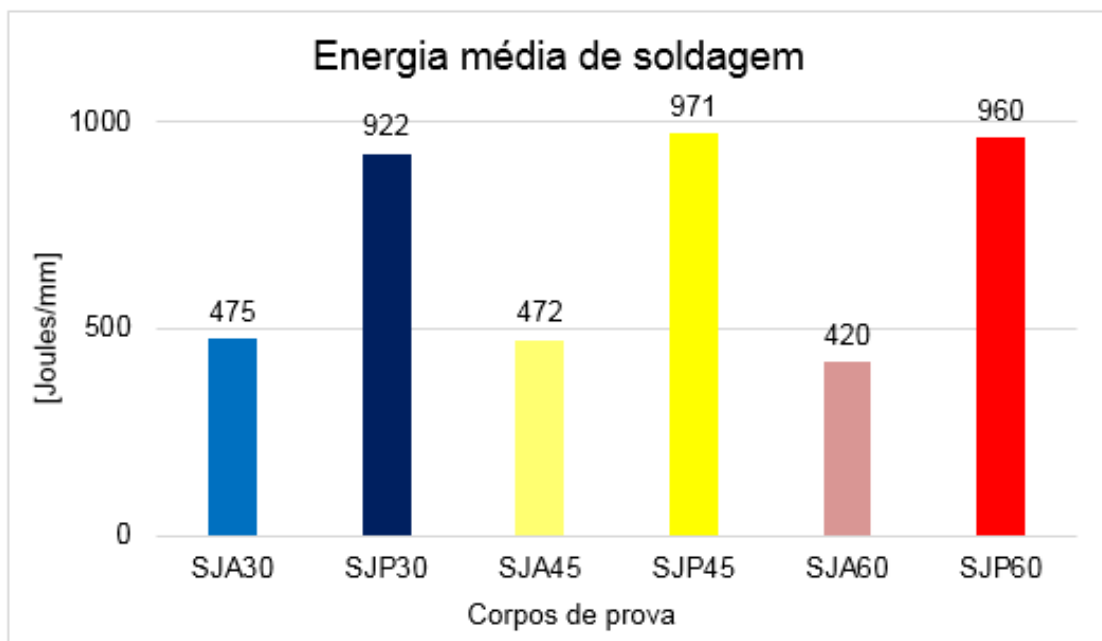


Figura 32 : Energia média de soldagem de raiz e preenchimento, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

Os tubos soldados apresentados na Figura 31, possuem um bom aspecto visual, com fusão completa entre o metal de solda e o metal de base. O preenchimento e a formação do cordão de solda ficaram uniformes em ambos os passes, tanto no cordão de raiz, quanto no cordão de reforço, isentos de defeitos como mordeduras, porosidades ou respingos.



Figura 33: Pares de Juntas soldadas de 30°, 45° e 60° graus, agrupadas da esquerda para a direita, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

5.4 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A figura (28) mostra as concentrações de carbono e enxofre em amostras retiradas do metal de base (MB) não submetido a processos térmicos e amostras das juntas soldadas no processo autógeno e com metal de adição arame ER80S-B2. As amostras SJA30, SJA45 e SJA60, são referentes às soldagens autógenas, e as amostras SJP30, SJP45 e SJP60, ao passe de preenchimento da junta após a soldagem no processo autógeno.

Observou-se que o teor de carbono no metal de base está fora da faixa entre 0,28 e 0,33 especificada pela norma ASTM-A29. Tal observação reforça a importância de realizar análise química de um dado material antes de qualquer aplicação.

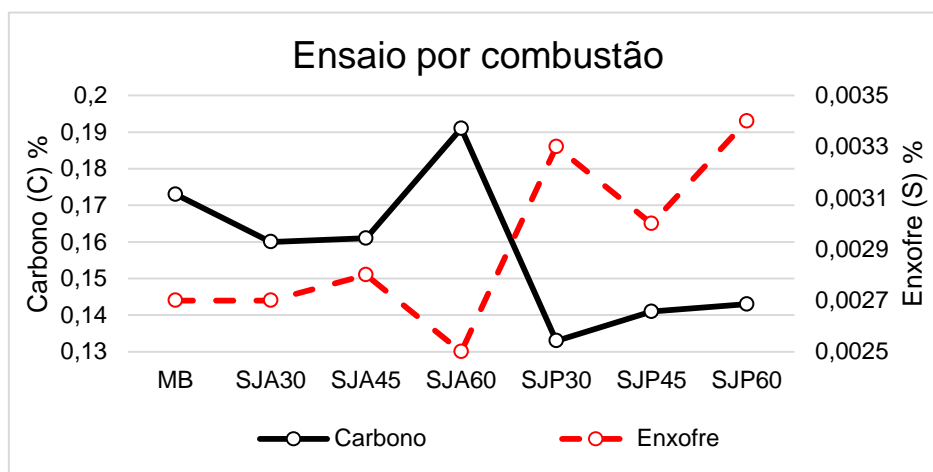


Figura 34: Concentração de carbono e enxofre obtidas por ensaio de combustão, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

Em relação a concentração do elemento químico carbono (C), conforme ilustrado na figura (28), na soldagem com o processo autógeno da junta de 30 graus SJA30, ocorre uma queda na concentração comparado ao metal de base, e com a abertura do ângulo para 45 e 60 graus, o teor de carbono aumenta. O mesmo comportamento se repete no processo de soldagem de preenchimento SJP30, SJP45 e SJP60. Tal comportamento se dá com a abertura do ângulo devido a uma maior incidência do arco elétrico no interior a junta e pela maior participação do metal de adição arame ER80S-B2, no qual a concentração de carbono é maior do que a do metal de base AISI4130.

Quanto ao enxofre (S), por ser um elemento residual presente tanto no metal de base quanto no metal de adição, apesar de ter apresentado uma tendência para o aumento do teor, o valor de máximo 0,035% ficou dentro do limite estabelecido pela ASTM-A29 de 0,04%.

Além da análise química por combustão, foi realizado análise química por Espectroscopia de Raios X por Dispersão de energia (EDX), no entanto, as amostras estão em processo em um segundo laboratório. Uma segunda análise foi necessária para validação dos dados e correções de valores de discrepantes encontrados na primeira análise.

5.5 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Observou-se nos ensaios metalográficos que a geometria do cordão foi afetada pela alteração do ângulo da junta e pelo efeito de gravidade associada a rotação do tubo. No ângulo mais fechado, de 30 graus, obteve-se cordão de raiz mais espesso e cordão de preenchimento mais fino com pouca penetração. A espessura do cordão de raiz diminuiu com o aumento do ângulo e a penetração aumentou. O efeito da gravidade causado pelo giro do tubo deformou o cordão de raiz puxando-o para o interior da junta, com isso o cordão de preenchimento ficou com um formato em “W”, observado na linha de fusão.

Verificou-se no ensaio de macrografia, que a geometria da zona fundida, tanto do passe de raiz, quanto do passe de preenchimento, sofreu alterações devido a variação do ângulo da junta. As alterações geométricas verificadas conforme Figuras, (29,30 e31), estão relacionadas a quantidade de metal de solda depositado no centro da junta pelo passe de raiz, penetração do passe de preenchimento, diluição entre metal de base e metal de solda e diluição entre os metais de solda de raiz e de preenchimento.

Para os ângulos de 30 e 45 graus observa-se uma linha convexa entre os dois passes de soldagem como resultante do efeito de giro do tubo. O mesmo efeito foi minimizado no ângulo de 60 graus devido a ocorrência de maior penetração e consequente aumento da diluição entre os cordões de raiz e de preenchimento.

O ângulo mais fechado de 30 graus formou um cordão mais espesso no passe de preenchimento. Como ilustrado na macrografia da junta de 60 graus Figura (31) a penetração aumentou com a abertura do ângulo.

Outro efeito importante visível nas Figuras (29,30 e 31), foi o aumento do comprimento da ZAC com a abertura do ângulo. Além dessas diferenças serem visíveis nas marcas de aquecimento do metal, o comprimento da ZAC foi medido no microscópio ótico comprimentos em milímetros de (3,1), (3,6) e (4,0) para as juntas de 30, 45 e 60 graus respectivamente.

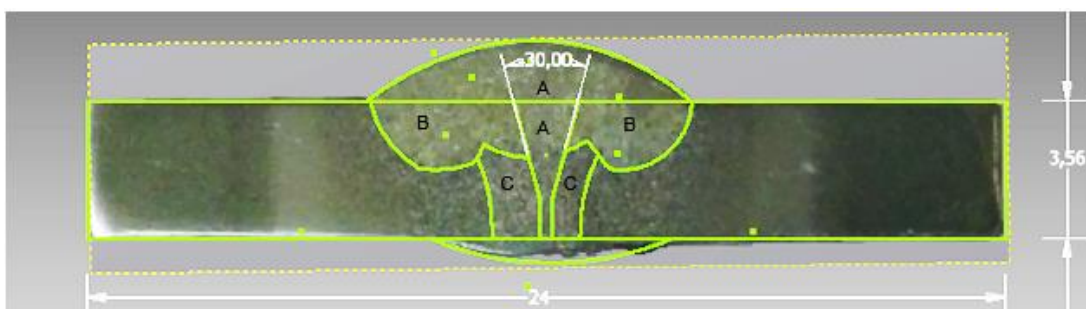


Figura 35: Macrografia da junta de 30 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

$$A = 9,289 \text{ mm}^2 \quad B = 11,719 \text{ mm}^2 \quad C = 5,788 \text{ mm}^2 \quad ZAC =$$

Utilizando a formula abaixo tem-se:

$$\delta = \left(\frac{B}{A+B} \right) \times 100, (X)$$

A diluição entre o metal de base e o metal depositado no passe de preenchimento é de aproximadamente, $\delta = 44,89\%$, já para o passe de raiz a diluição é de 100%, para soldagem realizada pelo método autógeno.

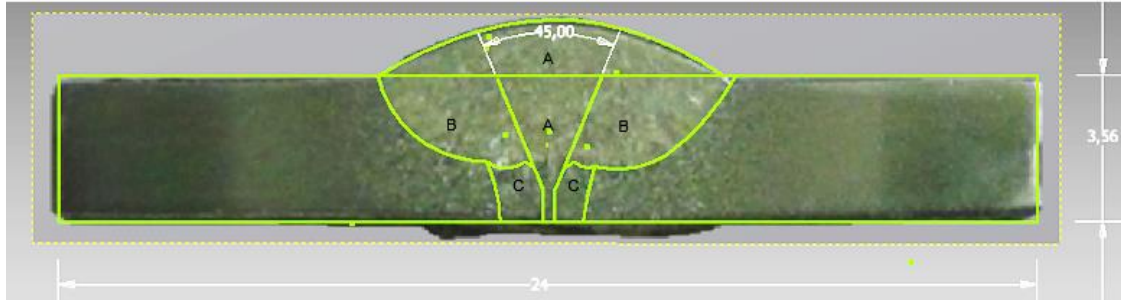


Figura 36 : Macrografia da junta de 45 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

$$A - 12,035 \text{ mm}^2 \quad B - 12,065 \text{ mm}^2 \quad C - 2,539 \text{ mm}^2$$

Com a mesma equação que aplicada para a junta de 30 graus, obtém-se a diluição entre o metal de base e o metal depositado no passe de preenchimento é de aproximadamente, $\delta = 50,06\%$, já para o passe de raiz a diluição é de 100%, visto solda foi realizada pelo método autógeno.

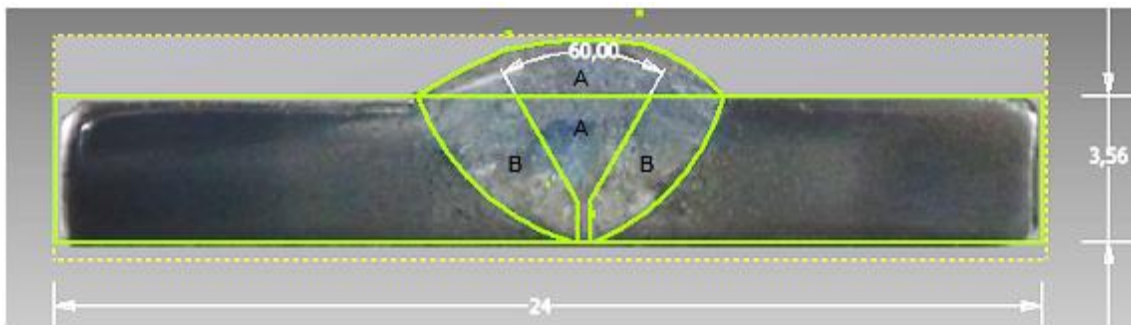


Figura 37 : Macrografia da junta de 60 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

$$A - 11,894 \text{ mm}^2 \quad B - 13,196 \text{ mm}^2$$

Em continuação do uso da mesma equação anterior aplicada para a junta de 30 e 45 graus, porém com uma consideração de geometria de áreas diferente das anteriores, obtém-se a diluição entre o metal de base e o metal depositado no passe de preenchimento é de aproximadamente, $\delta = 52,59\%$.

De uma forma geral observa-se em análises de micrografia ótica, uma microestrutura parcialmente transformada resultante do processo de soldagem com resfriamento ao ar. Com este tipo de resfriamento, é comum a ocorrência da austenita retida, além da ferrita + perlita, outros microconstituintes observados foram a ferrita de contorno de grão e a ferrita de placas laterais em diferentes concentrações para cada ângulo.

Em relação a zona de crescimento de grão pode-se inferir que a formação de ripas de ferrita de placas laterais no interior do grão é predominante no ângulo de 30 graus comparado aos demais ângulos. Com a mesma linha de raciocínio percebe-se que no ângulo de 45 graus a quantidade de ripas de ferrita de placas laterais diminuem e abrem espaço para formação de ilhas de carbonetos, com aumento da formação da ferrita nos contornos dos grãos. Entretanto, não se tem uma boa definição do contorno do grão devido ao desarranjo dos microconstituintes em especial à ferrita de placas laterais, onde assume-se que existe um contorno de grão imaginário formado pela ferrita alotriomorfa de onde se iniciam o crescimento das placas de ferrita em direção ao interior do grão. O contorno de grão fica mais definido no ângulo de 60 graus destacado pela maior ocorrência de ferrita de contorno de grão e redução do microconstituente ferrita de placas laterais. Outra notação no desenvolvimento da microestrutura, foi em relação ao tamanho de grão, que embora não tenha sido medido, é possível verificar o refinamento dos grãos com o aumento do ângulo da junta.

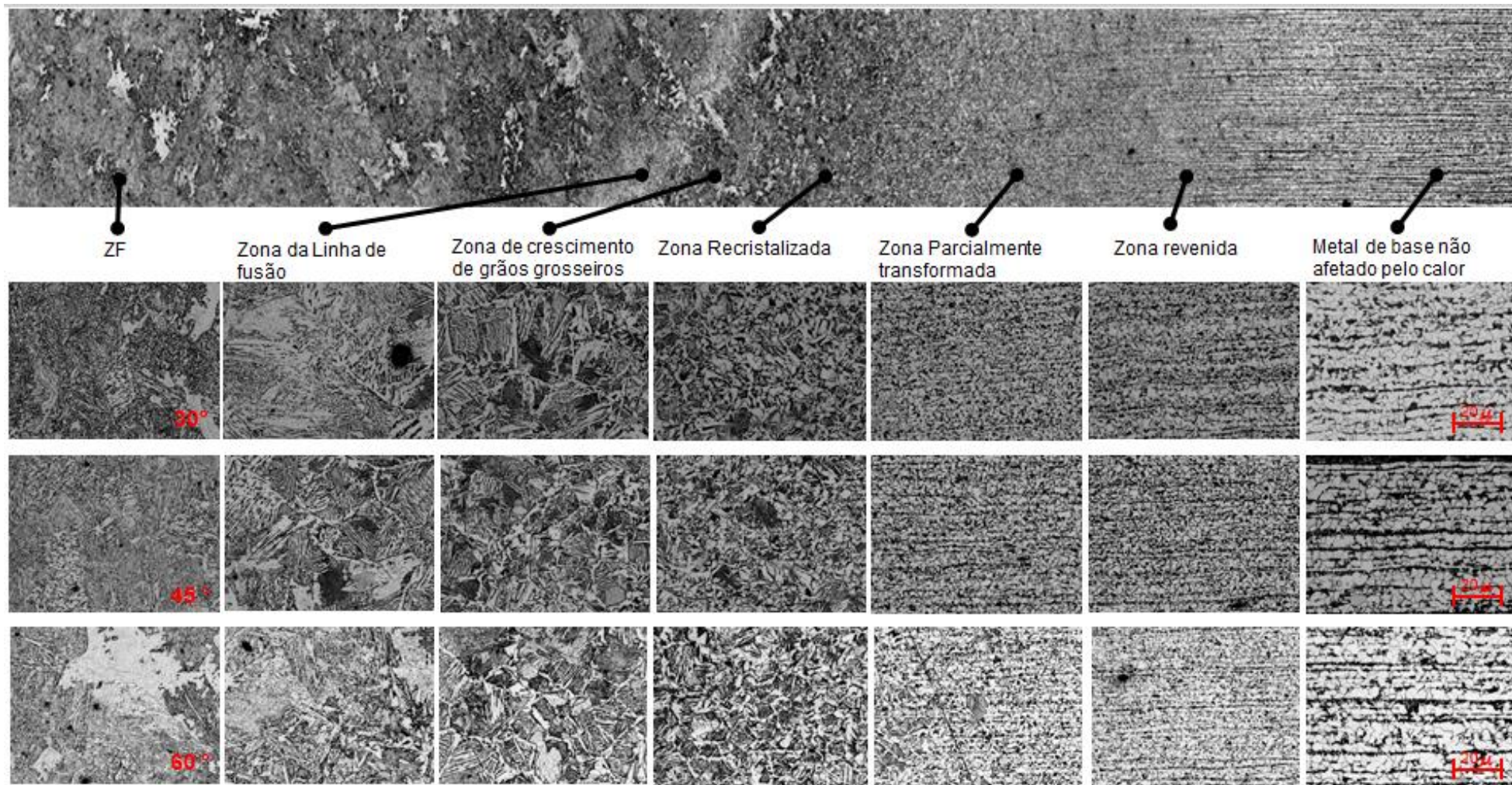


Figura 38 : Micrografia óptica de amostras das juntas 30, 45 e 60 graus respectivamente soldadas pelo processo TIG de, ampliadas 200x, (Coelho, F. e Gonçalves, G. M. B., 2018).

5.6 ENSAIO DE DUREZA

Verificou-se nos ensaios de dureza Vickers da junta soldada no processo TIG isenta de tratamento após a soldagem, que a zona afetada pelo calor atingiu valores máximos entre 240 e 270HV, muito acima da dureza do metal de base entre 147 e 157,6HV e manteve um comportamento aproximado em valores de dureza medidos ao longo da ZAC em direção ao metal de base.

Observou-se que o perfil de dureza na região da ZAC da junta de 30°, obteve maiores valores de dureza comparado aos perfis de dureza das juntas de 45° e 60°. A junta de 30° apresentou uma ZF de núcleo mais mole, e endureceu com o aumento do ângulo. Em uma amostragem retirada dentro de uma faixa de 1x2 mm no centro da ZF, verifica-se que o desvio padrão de 35HV da junta de 60°, foi o menor entre os ângulos ensaiados, comparado as juntas de 45° com desvio padrão de 46HV e a junta de 30° com 57HV.

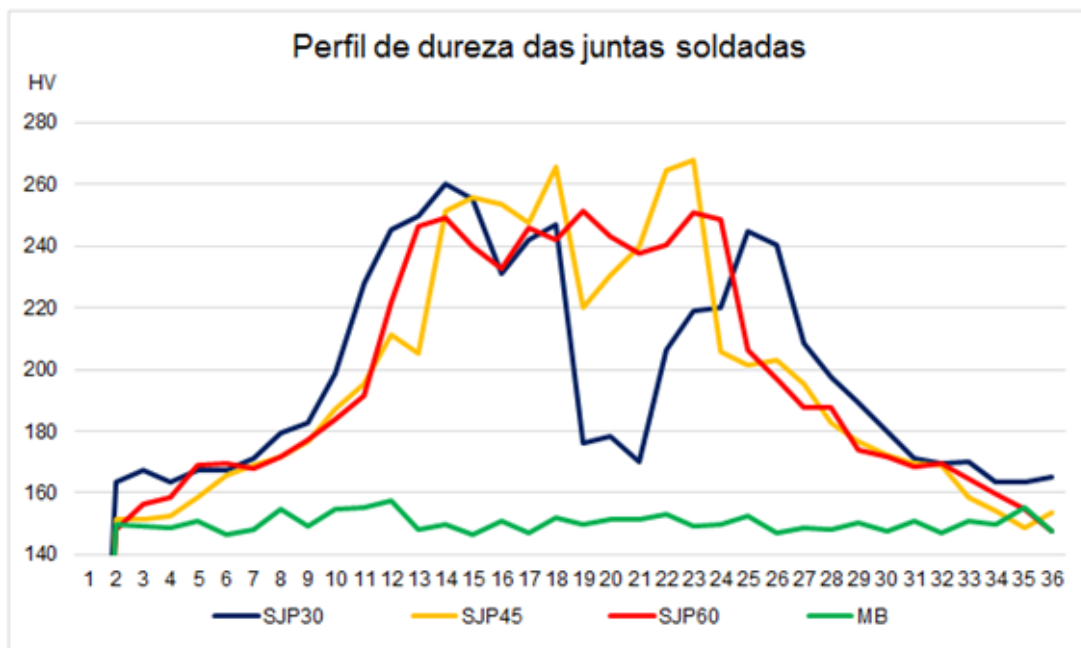


Figura 39 : Perfil de dureza das juntas soldadas com chanfros de 30, 45, 60 graus e metal de base, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

5.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

O diagrama da Figura (34), ilustra o comportamento mecânico do material AISI 4130 sem costura, a partir de amostras de tubos soldados, preparados conforme a norma BS709, quando submetidos a ensaio de tração. Nota-se que resposta elástica aos carregamentos em tração dos corpos de prova SJP30 e SJP60, assumem valores relativamente distantes de aproximadamente 50 Mpa entre os limites superiores para o escoamento. Para o MB e SJP45, verifica-se um comportamento semelhante no regime elástico.

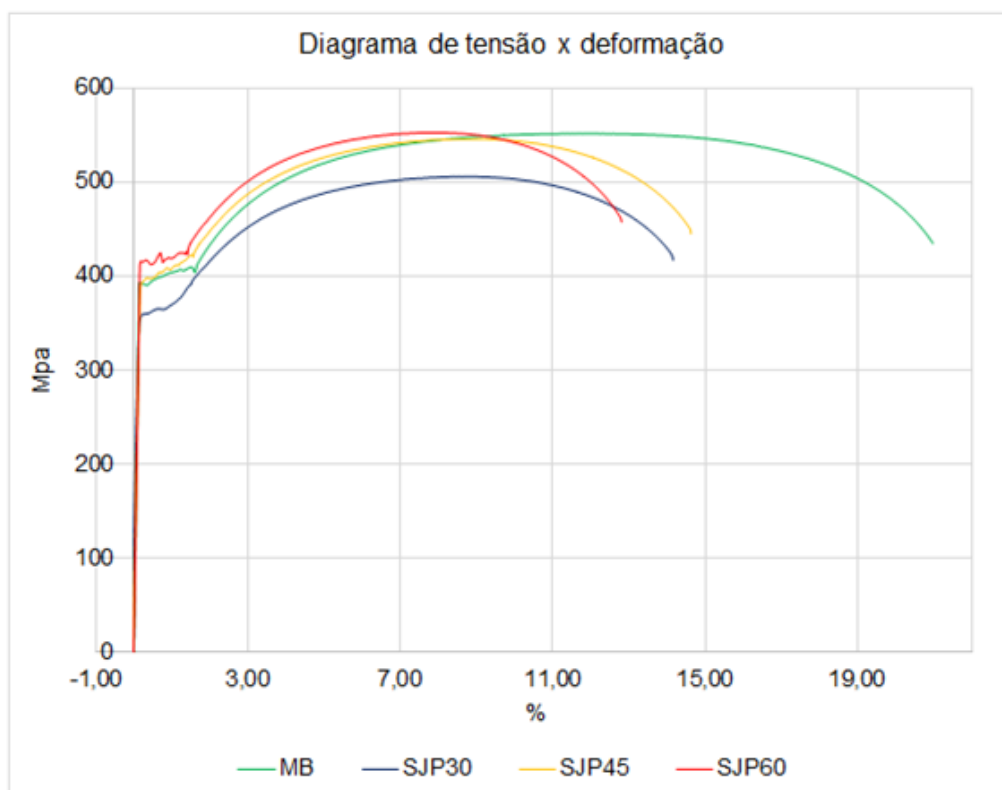


Figura 40: Diagrama de tensão x Deformação de Engenharia, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

As diferenças entre as deformações são inferiores a aprox. 8% entre as juntas, onde a junta de 60 graus que obteve o menor alongamento e o metal de base. E comparadas ao metal de base, a perda de desempenho das juntas de 30 e 45 graus foram aprox. 7 e 8% respectivamente. O ensaio mostrou que embora o comportamento mecânico tenha sido de perda de ductilidade em

relação ao metal de base, existe diferenças no alongamento relacionadas diretamente com a alteração do ângulo da junta.

5.8 PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS A SOLDAGEM

Tabela 9: Propriedades mecânicas do aço AISI 4130 após soldagem comparado ao metal de base (MB).

Propriedades mecânicas do aço AISI 4130 após soldagem e sem tratamento térmico				
CDP	Ductilidade $AL_{(%)}$	Resiliência $U_r (J/mm^3)$	Tenacidade $U_t (J/mm^3)$	Elasticidade $E (Gpa)$
30°	24	414	60	211
45°	21	412	65	197
60°	20	381	59	238
MB	29	407	92	185

(COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

5.9 SIMULAÇÃO NUMÉRICA A PARTIR DOS DADOS EXPERIMENTAIS

Tabela 10: Dados parametricos para simulação em matlab ® .

Parâmetros para simulação numérica				
CDP	k (Mpa)	m (Kg)	F (N)	C _{cr} (%)
30°	211	0,38	10	47
45°	197	0,38	10	45
60°	238	0,38	10	50
MB	185	0,38	10	44

(COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018)

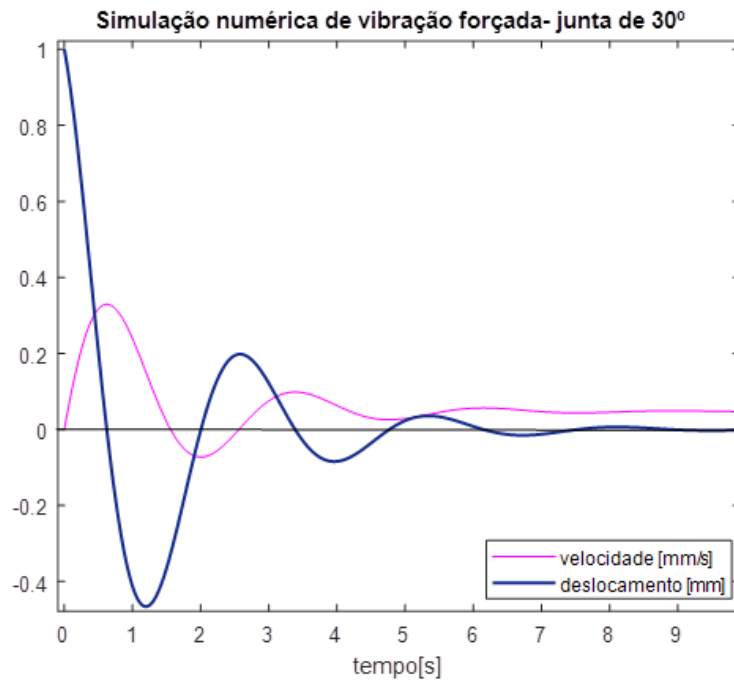


Figura 41: Simulação de numérica de vibração forçada do material resultante da junta de 30 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

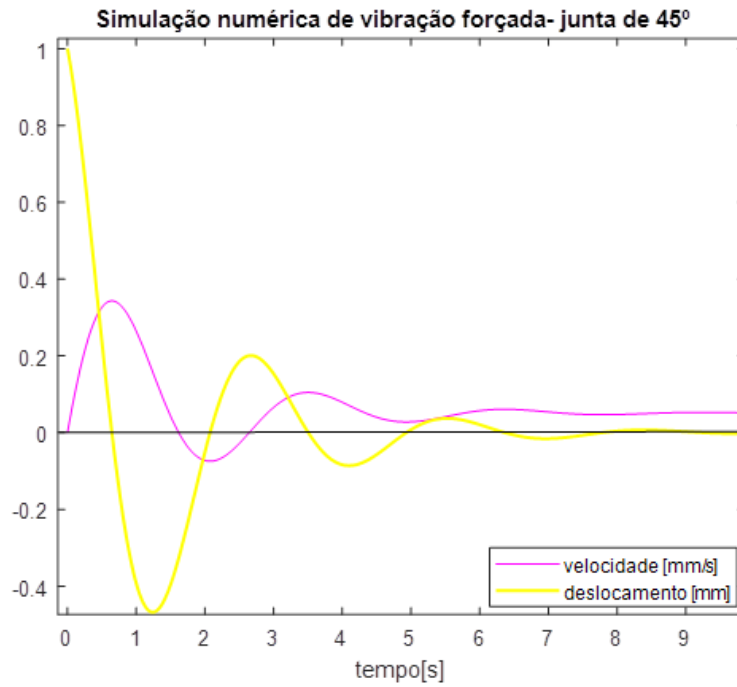


Figura 42: Simulação de numérica de vibração forçada do material resultante da junta de 45 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

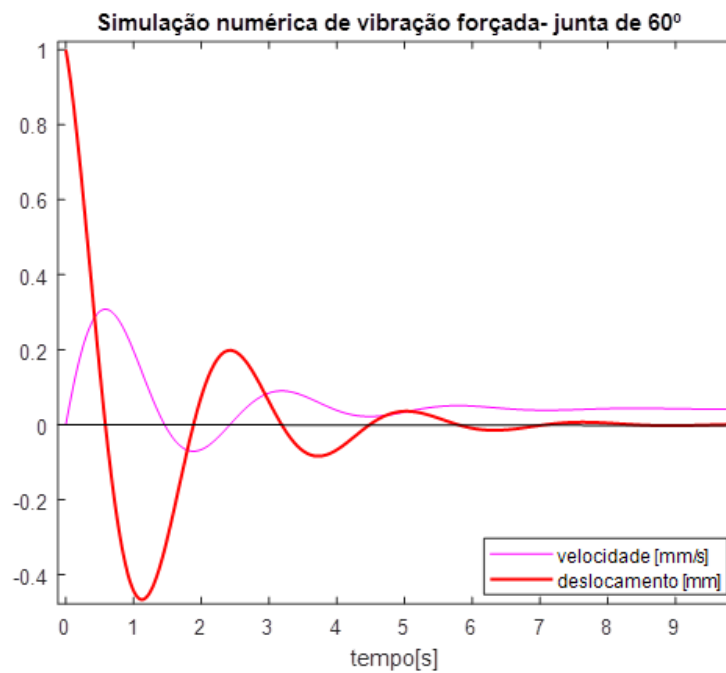


Figura 43: Simulação de numérica de vibração forçada do material resultante da junta de 60 graus, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

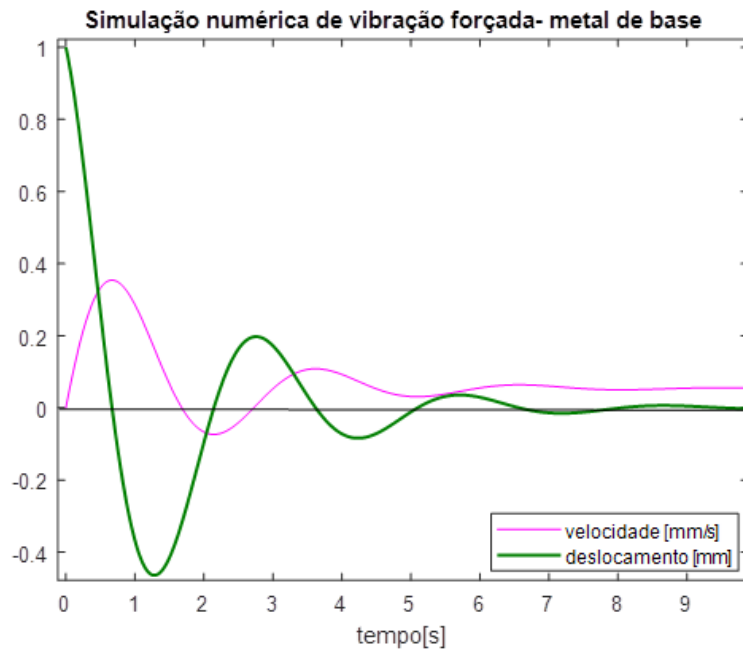


Figura 44: Simulação de numérica de vibração forçada do metal de base, (COELHO, F. e GONÇALVES, G. M. B., 2018).

6 DISCUSSÃO

O equipamento MMR120-1 desenvolvido permitiu controlar com eficácia os parâmetros de corte e soldagem que influenciam diretamente a potência do arco elétrico, assim como a distribuição da energia gerada ao longo da junta.

No corte com arco de plasma o controle sobre o ângulo da tocha permitiu remover o metal fundido e evitar o entupimento por respingos e extinção do arco. Ao controlar o tempo para criação do furo foi possível evitar defeitos de borda e falha no corte, o controle da velocidade de rotação foi importante para reprodutibilidade e para produção de cortes uniformes.

Dessa forma foi possível evidenciar os efeitos causados pela variação do ângulo da junta sobre a geometria do cordão de solda, das transformações da microestrutura e do desempenho mecânico do material. Os parâmetros controlados na soldagem foram: comprimento do arco, posição e ângulo da tocha, tempos de abertura do arco, formação da poça de fusão, alimentação do arame, velocidade de soldagem, emenda do cordão e extinção do arco. O controle destes parâmetros foi fundamental para a coalescência entre o metal de base e o cordão de solda, para a uniformidade do cordão de reforço e de raiz, e para reprodutibilidade do experimento.

Em relação a energia de soldagem, a partir dos dados aquisitados em tempo real durante a soldagem, nota-se que a energia do arco não sofreu alterações significativas em razão da variação do ângulo. No entanto, as variações identificadas estão relacionadas a área de contato da poça de fusão com o metal de base e pela concentração do arco no centro da junta.

A qualidade superficial da junta soldada, cordão de raiz, cordão de reforço, uniformidade na deposição do metal de adição e ausência de defeitos, está relacionada à criação da poça de fusão, e da distribuição uniforme da energia de soldagem, através do controle sobre o comprimento do arco e à velocidade de soldagem, onde ambos foram mantidos constantes em todo o processo.

O teor de carbono do metal de solda obtido por análise química de combustão por raios infravermelho, manteve uma tendência de queda, influenciado com maior intensidade pelo ângulo de 30 graus, visto que a medida que o ângulo foi aumentado para 45 e 60 graus o teor de carbono voltou a subir, isto poderia ter ocorrido devido a energia consumida para fundir as arestas formada pelo ângulo da junta sob a área de contato do arco elétrico e conseqüente redução da incidência do arco no centro da junta. Estas arestas são maiores em ângulos mais fechados, e por este motivo, a energia ficou mais concentrada no interior da junta nos ângulos mais abertos, promovendo o aumento do teor de carbono e conseqüentemente a temperabilidade do metal de solda.

Comparado ao metal de base, a composição química das juntas soldadas sofreram perda de elementos de liga, principalmente de carbono, causado pela fusão e refusão, entretanto, o teor de enxofre manteve tendência de crescimento, mantendo-se abaixo de 0,004%. Portanto, influência do termo difusão na característica do fluxo de fluido e transferência de calor é uma notação importante, que certamente influencia a composição final do produto solidificado, assim como a taxa de solidificação de qualquer sistema multicomponente (JAFAR-SALEHI, E.; ESLAMIAN, M.; SAGHIR, M. Z., 2016).

Com base nos resultados do ensaio macrográfico pode-se inferir que, a geometria do cordão de solda foi influenciada pela variação do ângulo da junta em sua forma e volume de metal de base diluído na poça de fusão, além de produzir diferentes comprimentos de zona afetada pelo calor. O ângulo da junta, teve influência sobre a quantidade de metal fundido pelo passe de raiz e formação de cordões mais espessos nas juntas de 30 graus, onde seria necessária uma quantidade maior energia para uma penetração total. Outro efeito importante notado na macrografia foi em relação ao formato da linha de

fusão formada entre o cordão de preenchimento e o cordão de raiz em formato de “W”. Isto poderia ter ocorrido devido ao giro do tubo associado ao efeito da gravidade sob o metal em processo de solidificação. Entretanto, o formato em “W” foi reduzido com aumento do ângulo e absorvido quase que totalmente no ângulo de 60 graus. A explicação para isto, poderia ser pelo fato da penetração ter aumentado com o aumento do ângulo e conseqüentemente a diluição entre o cordão de preenchimento e o cordão de raiz. A diluição entre os dois cordões, consumiu a linha de fusão entre eles e como resultado obteve-se um formato em “V” como conhecido na literatura.

As imagens da micrografia ilustraram uma microestrutura da junta soldada parcialmente transformada, constituída de grãos austeníticos, com diferenças no refinamento de grão e no percentual de ocorrência de alguns microconstituintes entre os ângulos de 30, 45 e 60 graus. Isto mostrou que cada ângulo gerou configuração de microestruturas semelhante no que se refere aos seus microconstituintes, porém em diferentes fases de transformação.

Embora a densidade de corrente tenha sido mantida a mesma para todos os ângulos de junta, o refinamento da microestrutura e ocorrência de diferentes fases, deixa evidente que a taxa de resfriamento foi menor para os ângulos maiores, isto reforça a hipótese que a transferência de energia da poça de fusão para o metal de base durante a soldagem, ocorreu com maior eficiência na junta de 60 graus. Isto evidencia que o tempo resfriamento aumentou com maiores ângulos de junta. Uma explicação cabível, poderia ser que, uma maior concentração do arco no centro da junta e uma maior área de contato da poça de fusão com o metal de base teria aumentado a eficiência da transferência de calor, e com isso poderia ter gerado maiores acúmulos de calor, demandando mais tempo para se dissiparem e com isso o comprimento da ZAC cresceu com o aumento do ângulo.

Conforme a Figura (34), o perfil de dureza da ZAC não apresentou alterações significativas entre os ângulos das juntas soldadas, entretanto, pode ser visto diferenças de aproximadamente 100HV na região central da ZF entre as juntas de 30 e de 60 graus. A elevação da dureza na ZF mostrou uma tendência de crescimento com valores de dureza aproximados aos da ZAC

com o aumento do ângulo. Assim como afirma (Nascimento, F.C., 2002), a dureza cresce com a redução do tamanho de grão, pois os contornos servem como barreiras para a movimentação das discordâncias aumentando a resistência ao escoamento e conseqüentemente a dureza. Como mostra a Figura (28), o teor de carbono não poderia ser a causa para o endurecimento do cordão, visto que o percentual ficou abaixo do percentual do metal de base. Dessa forma podemos afirmar que o aumento da dureza está relacionado ao tamanho de grão e as fases de decomposição da austenita, presente na microestrutura, como também afirmado por (NASCIMENTO, F.C., 2002) e suportado pelo fato da microestrutura da junta de 60 graus ter formado grãos mais fino do que nas juntas de 30 e 45 graus.

Alterações nas propriedades físicas e químicas apresentadas nos ensaios de dureza, macrografia e micrografia, tiveram influência direta com o desempenho mecânico do material quando submetido ao ensaio de tração.

O que pode-se afirmar, é que o aumento da dureza na ZF, causou elevação do limite de escoamento (ϵ) do material, onde a junta de 60 graus apresentou a micro estrutura mais refinada e o maior limite de escoamento (ϵ) (+/- 410 Mpa). Também relacionado ao limite de escoamento (ϵ), está tamanho de grão que quanto maior mais tensão este concentra e conseqüentemente o limite de escoamento cai. Comportamento este observado na junta de 30 graus onde o limite de escoamento (ϵ) (+/- 360 Mpa) foi o menor, onde esta junta também apresentou granulação mais grosseira do que as juntas de 45 e 60 graus.

Embora a tenacidade não tenha sido quantificada, o limite de resistência a tensão e o percentual de alongamento total dos corpos de prova, servem como bons indicadores de ductilidade, propriedade esta, que está estreitamente associada à tenacidade. Assim, nota-se que o ângulo de 45 graus obteve a melhor relação de alongamento de (+/- 21%) e resistência à tensão em torno de 550Mpa, com o maior alongamento entre os três tipos de junta e limite de escoamento (+/- 396 Mpa) próximo ao do metal de base. Assim, quanto mais dúctil for o material maior será a sua capacidade de se deformar sem romper, comportamento observado nas juntas de 30, 45 e 60

graus que obtiveram valores de alongamento de (+/- 29%), (+/- 21%) e (+/- 20%) respectivamente.

7 CONCLUSÃO

O modelo mecânico desenvolvido mostrou ser eficaz no controle dinâmico de processos de corte com plasma e soldagem com TIG e cumpriu o objetivo de isolar a interferência das variáveis envolvidas no processo, permitindo evidenciar o efeito da variável em estudo (ângulo da junta) sobre a transformação da microestrutura e do desempenho mecânico de tubos de aço de construção mecânica AISI 4130.

Alterações no ângulo de chanfro da junta exerce influência sobre geometria do cordão de solda, onde a penetração do passe de preenchimento e a diluição do metal de base com o metal de solda diminuem com redução do ângulo do chanfro.

Quanto maior o ângulo de chanfro, maiores serão as áreas de contato do arco com a poça de fusão e da poça de fusão com o metal de base, isso melhora a eficiência na transferência de energia com geração de maiores acúmulos de calor, obtendo-se, maiores comprimentos de ZAC com perfil de dureza mais elevado na ZF, causado pelo refino de grãos.

Dentre os ângulos de juntas avaliados, o ângulo de 45° foi o que obteve uma melhor relação de resistência e tenacidade, o que poderia torná-lo elegível para aplicação em um processo contínuo.

Os resultados obtidos nas simulações numéricas de impacto em MatLab® a partir dos dados experimentais do aço AISI 4130, mostraram que a resposta elástica do material é muito aproximada para os três ângulos, entre

tanto, o ângulo de 45° atinge a estabilidade em aproximadamente 1 segundo mais rápido do que os demais ângulos, visto que o material da junta de 45° possui rigidez de 197Mpa, sendo o menor valor de rigidez entre os ângulos e o seu coeficiente de amortecimento ficou muito próximo dos ângulos de 30° e 60° com diferenças entre 2% e 5% respectivamente.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGUIAR, ISABELA VIEGAS et al. *Microstructure characterization of a duplex stainless steel weld by electron backscattering diffraction and orientation imaging microscopy techniques*. Matéria (Rio de Janeiro), v. 20, n. 1, p. 212-226, 2015.

AGGEN, G. et. al. *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, Metals Handbook. v.1, Metals Park, Ohio, 1990.

ASHBY, M. F. and Jones D. R. H. *Engineering materials. 1: an introduction to their properties and applications*. - 2nd. ed., 1996.

AY, V. V. C., et al. *The Effect of Shielding Gas Composition on Microstructure and Abrasive Wear Resistance Fabricated with PTA Alloying Technique*, 2013.

AWS A5.36/A5.36M, *Specification for Carbon and Low-Alloy Steel Flux Cored Electrodes for Flux Cored Arc Welding and Metal Cored Electrodes for Gas Metal Arc Welding*, 2012.

BHADESHIA, H. K. D. H. ; SVENSSON, L-E. ; GRETOFT, B. (1986) *The austenite grain structure of low-alloy steel weld deposits*. *Journal of Materials Science*, v.21, n.11, p.3947-51, Nov.

BHADESHIA, H. K. D. H. *About calculating the characteristics of the martensite–austenite constituent. In: A CBMM International Seminar.* Rio de Janeiro: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. 2011. p. 9.

BASKORO, A.S. et al. *Welding Penetration Control For Aluminum Pipe Welding Using Omnidirectional Vision-Based Monitoring of Molten Pool,* 2009.

BUENO, ROBERTO DOS SANTOS. *Análise Microestrutural de Junta Soldada de Aço de Baixa Liga.* 2010. Escola Politécnica UFRJ. Disponível em: "<http://monografias.poli.ufrj.br/rel-pesquisacurso.php?fcurso=Engenharia+Metal%C3%BArgica>".

CALLISTER, J.R., WILLIAM D. C. J. - JOHN WILEY & SONS, INC. *Materials science and engineering an Introduction, New York, NY, 1991.*

CALLISTER, J.R., WILLIAM D. C. J. *Ciência e engenharia de materiais – Uma introdução, 5ª Ed., 2002.*

CAMPBELL, H. C. ; JOHNSON, W. C.. *Granular metal filler metals for arc welding. Welding Journal, v.46, n.3, p.200-6, Mar, 1967.*

CENTER FOR ADVANCED LIFE CYCLE ENGINEERING, UNIVERSITY OF MARYLAND, 2017, disponível em: 'http://www.calce.umd.edu/TSFA/Hardness_ad_.htm#rf01', 2017.

CHAMARTHI, SUBBARAO. *Investigation analysis of plasma arc cutting parameters on the unevennes surfasse of HARDOX-400 material, International conference on design and manufacturing 64, 2013, pp. 854-861.*

COSTA, J. D. M.; FERREIRA, J. A. M.; ABREU, L. P. M. *Fatigue behaviour of butt welded joints in a high strength steel. Procedia Engineering, v. 2, n. 1, p. 697-705, 2010.*

DANCETTE, SYLVAIN, et al. *"HAZ microstructures and local mechanical properties of high strength steels resistance spot welds."* ISIJ international 51.1 (2011): 99-107.

DOANE D.V. AND KIRKALDY J.S., *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, Ed., American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 1978.

ESAB, Consumíveis para soldagem, disponível em: <http://www.esab.com.br/br/pt/products/index.cfm?fuseaction=home.product&productCode=410803&tab=2>, acessado em: Agosto de 2017.

ESSERS, W. G.; WALTER, R. *Heat transfer and penetration mechanisms with GMA and plasma-GMA welding. Welding Journal*, v. 60, n. 2, p. 37-42, 1981.

EVANS, G. M. *The effect of manganese on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metais deposits. Welding Journal*, v.59, n.3, p.67s-75s, Mar, 1980.

EVANS, G. M. The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metais deposits. *Welding Journal*, v.62, n.11, p.313s-320s, Nov, 1983.

EVANS, G. M. The effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metais deposits. *Metal Construction*, v.18, n.7, p.438R-44R, Jul, 1986.

EVANS, G. M. The effect of molybdenum on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metais deposits. *Joining et Materiais*, v.1, n.5, p.239-46, Nov, 1988.

EVANS, G. M. The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metais deposits. *Welding and Metal Fabrication*, v.57, n.7, p.346-58, Aug./Sept, 1989.

EVANS, G. M. The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metais deposits. *Oerlinkon-Scweipmitt*, v.48, p.18-35. Aug. /Sept, 1990.

FONSECA M. A. et al. " Efeito do Insumo de Calor na microestrutura da Solda do Aço NTU-SAR50 pelo Processo a Arco Submerso, 2006.

FLECK, N. A ; GRONG, O. ; EDWARDS, G. R. ; MATLOCK, O. K.. *The role of filler metal wire and flux composition in submerged arc weld metal transformation kinetics*. *Welding Journal*, v. 65, n.5, p.113s-121s, May, 1986.

GEORGE E. TOTTEN; XIE, LIN; FUNATANI, KIYOSHI (Ed.). *Modeling and simulation for material selection and mechanical design*. CRC Press, 2003.

GODOY, W. L. DE "Efeito da temperatura de pré-aquecimento e características do pulso na microestrutura de aço estrutural de alta resistência e baixa liga soldado com arco elétrico e proteção gasosa", 2008.

GRANJON, H. G. *Cold Cracking In The Welding of Steels*. 1971.

GRONG, O.; AKSELSEN, O.M. HAZ toughness of microalloyed steels for offshore. *Metal Construction*, v.18, n.9, p.608-617, 1984.

HARRISON, P. L. ; FARRAR, R. Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals. Part 1 – Microstructural development. *Metal Construction*, v.19, n.7, p.392R-399R, Jul, 1987.

JAFAR-SALEHI, E.; ESLAMIAN, M.; SAGHIR, M. Z. *Effect of thermosdiffusion on the fluid flow, heat transfer, and solidification of molten metal alloys*. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, v. 19, n. 1, p. 511-517, 2016.

JUN HU, et al. "High toughness in the intercritically reheated coarse-grained (ICRCG) heat-affected zone (HAZ) of low carbon microalloyed steel." *Materials Science and Engineering: A* 590 (2014): 323-328.

KASUYA, T., and YURIOKA, N.. *Carbon equivalent and multiplying factor for hardenability of steel*. United States: N. p., 1993.

KRAUSS G., *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM INTERNATIONAL, 1989.

KRAUSS G., *Physical Metallurgy and Heat Treatment of Steel*, in *Metals Handbook Desk Edition*, H.E. Boyer and T.L Gall, Ed., American Society for Metals, 1985, p 28-2 to 28-10.

KIRKALDY J.S., B.A. Thompson, and E.A. Baganis, *Prediction of Multicomponent Equilibrium and Transformation Diagrams for Low Alloy Steels, in Hardenability Concepts with Applications to Steel*, D.V. Doane and J.S. Kirkaldy, Ed., The Metallurgical Society, 1978.

KUMAR, P. NAVEEN et al. *Study on Dissimilar Metals Welding of 15CDV6 and SAE 4130 Steels by Inter Pulse Gas Tungsten Arc Welding. Procedia Materials Science*, v. 5, p. 2382-2391, 2014.

LANKFORD, WILLIAM T. (Ed.). *The making, shaping, and treating of steel*. Association of Iron & Steel Engineers, 1985.

LEE, I.-KON et al. *Effect of thermal refining on mechanical properties of annealed AISI 4130 by multilayer GTAW. Journal of Iron and Steel Research, International*, v. 19, n. 7, p. 71-78, 2012.

LEE, J. L. ; WANG, S. C. ; CHENG, G. H. Transformation processes and products for C-Mn steels during continuous cooling. *Materials Science and Technology*, v.5, p.674-681, Jul, 1989.

LEONHARD A., et al, *Experimental and Microstructural Investigations of TIG Welding Electrodes*, 1997. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/264896495_Experimental_and_Microstructural_Investigations_of_TIG_Welding_Electrodes".

LIU S., JE INDACOCHEA, "*Weldability of Steels*", *ASM Handbook*, Volume 1, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys Section: Fabrication Characteristics of Carbon and Low-Alloy Steels*, 2005.

LIU, S.; OLSON, D.L. (1986) *The role of inclusion in controlling HSLA steel weld microstructure. Welding Journal*, v. 65, n.6, p.139s-49s, Jan.

MARCHENKO, A.E. *Metallurgical Processes in Arc Welding*. Naukova Dumka, Kiev, pp. 11-27, 1976.

MARQUES, PAULO VILLANI, PAULO JOSÉ MODENESI, and ALEXANDRE QUEIROZ BRACARENSE. Soldagem: fundamentos e tecnologia. 4ª Ed., UFMG, 2005.

MARQUES, PAULO VILLANI, PAULO JOSÉ MODENESI, e ALEXANDRE QUEIROZ BRACARENSE. Soldagem: fundamentos e tecnologia. Ed. da UFMG, 2017.

MEIROVITCH, L. Fundamental of Vibrations. Boston: Ed. McGraw-Hill, 2001

MODENESI, Paulo J. Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem dos metais. Belo Horizonte, 2007.

MODENESI, Paulo J.; Marques, Paulo V.; SANTOS, Dagoberto B. Introdução à metalurgia da soldagem. Belo Horizonte: UFMG, 2012.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. Soldagem I.[Internet]. Introdução aos Processos de Soldagem. Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

NETO, F. SOUZA, et al. "*An Analysis of the Mechanical Behavior of AISI 4130 Steel after TIG and Laser welding process.*" *Procedia Engineering* 114 (2015): 181-188.

RADAJ, D. *Heat Effects of Welding*. Berlin: Springer-Verlag, 348 p., 1992.

RAITER, V. ; GONZALEZ, J. C. Influence of molybdenum on the microstructure and properties of weld with different manganese contents. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v.28, n.2, p.179-8525, Feb, 1989.

RAO, SUDHAKARA; JOSEPH, Joby; MUTHUKUMARAN, S. *WELDABILITY CHARACTERISTICS OF AISI 4115 P/M STEEL JOINTS BY PULSED CURRENT TIG WELDING*.

SALONITIS K., VATOUSIANOS S.. *Experimental Investigation of the Plasma Arc Cutting Process*. 45th CIRP Conference on Manufacturing Systems, 2012.

SALONITIS, K.; VATOUSIANOS, S. *Experimental investigation of the plasma arc cutting process. Procedia CIRP*, v. 3, p. 287-292, 2012.

SANT'ANNA, P.C. *Influência de Tratamentos Térmicos Intercríticos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X65. Tese de doutorado, UNICAMP, Campinas, SP, 2006.*

SARAVANAN, T. et al. *Non-destructive evaluation of friction stir welded joints by X-ray radiography and infrared thermography. Procedia Engineering*, v. 86, p. 469-475, 2014.

SIEBERT, C.A.; DOANE, D.V. and BREEN, D.H. *The Hardenability of Steels: Concepts, Metallurgical Influences, and Industrial Applications, American Society for Metals, 1977.*

SNIEDER, G. ; KERR, H. W. *Effects of chromium additions and flux type on the structure and properties of HSLA steel submerged arc weld metal. Canadian Metallurgical Quarterly*, v.23, n.3, p.315-25, Mar, 1984.

SOUNI, E.S., M. ; BEAVEN, P. A ; EVANS, G. M. (1991) *Microstructure and mechanical properties of Cu-bearing shielded metal arc C-Mn weld metal. Welding Journal*, v.70, n.3, p.80s-90s, Mar, 1991.

SOUZA NETO F. et. al. *An Analysis of the Mechanical Behavior of AISI 4130 Steel after TIG and Laser welding process, 1st International Conference on Structural Integrity, 2015.*

RAO S. S.. *Vibrações Mecânicas, 4ª ed., editora Pearson Education, 2008.*

THAULOW, C.; GUTTORMSEN, K.; PAUUW, A. J. *The heat affected zone toughness of low carbon microalloyed steels. International Inst. of Welding*, 1986.

TINGAEV, A. K.; GUBAYDULIN, R. G.; ILIN, I. A. *Study of the Effect of Thermal Cutting on the Microstructure and Chemical Composition of the Edges of Workpieces Made of Steel Brands S345, S390. Procedia Engineering*, v. 150, p. 1783-1790, 2016.

TROYER, W. ; MIKURAK, J.. High *deposition submerged arc welding with iron powder joint-fill. Welding Journal*, v.53, n.8, p.494-504, Aug, 1974.

LAWRENCE , VAN VLACK, Hall. Princípios de ciência e tecnologia dos materiais. Ed. Campus, 2003.

VENKATRAMANI, N.. *Industrial plasma torches and applications*. 2002. - *CURRENT SCIENCE*, VOL. 83, NO. 3, 10 AUGUST 2002.

XUE WANG, *The method for reproducing fine grained HAZ of W strengthened high Cr steel*,2014.

WAINER, EMÍLIO; BRANDI, SÉRGIO D.; MELLO, FÁBIO DH. Soldagem: processos e metalurgia. Edgard Blücher Ltda, São Paulo, 1992.

WEMAN KLAS,. *Welding processes handbook*. 2003.

WU, C. S.; GAO, J. Q. *Analysis of the heat flux distribution at the anode of a TIG welding arc. Computational Materials Science*, v. 24, n. 3, p. 323-327, 2002.

ZEEMANN, A.; EMYGDIO, P.R.O. Básico de Soldagem. Apostila Tecmetal, abril 2001.