

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

SIMULAÇÃO DA CURVA DE RESFRIAMENTO DA ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DO AÇO API 5L X80 SOLDADO PELO PROCESSO ARAME TUBULAR
AUTO PROTEGIDO

HERONILTON MENDES DE LIRA

ORIENTADOR: OSCAR OLÍMPIO DE ARAÚJO FILHO
CO-ORIENTADOR: RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA

RECIFE, JULHO DE 2012

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

SIMULAÇÃO DA CURVA DE RESFRIAMENTO DA ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DO AÇO API 5L X80 SOLDADO PELO PROCESSO ARAME TUBULAR
AUTO PROTEGIDO

HERONILTON MENDES DE LIRA

Dissertação submetida à Universidade Federal de Pernambuco para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, área de materiais e fabricação orientada pelo Professor Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho e co - orientada pelo Professor Dr Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.

RECIFE, JULHO DE 2012

Catálogo na fonte
Bibliotecária Margareth Malta, CRB-4 / 1198

- L768s Lira, Heronilton Mendes de.
Simulação da curva de resfriamento da zona termicamente afetada do aço API 5L X80 soldado pelo processo arame tubular auto protegido / Heronilton Mendes de Lira. - Recife: O Autor, 2012.
xii, 79 folhas, il., gráfs., tabs.
- Orientador: Prof. Dr. Oscar Olimpio de Araújo Filho.
Co-Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.
Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2012.
Inclui Referências Bibliográficas.
1. Engenharia Mecânica. 2. API 5L X80. 3. Soldagem. 4. Zona Termicamente Afetada. 5. Taxa de Resfriamento. I. Araújo Filho, Oscar Olimpio de. (Orientador). II. Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti (Co-Orientador). III. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2012-245

“SIMULAÇÃO DA CURVA DE RESFRIAMENTO DA ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DO AÇO API 5L X80 SOLDADO PELO PROCESSO ARAME TUBULAR
AUTO PROTEGIDO”

HERONILTON MENDES DE LIRA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO
DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: MATERIAIS E FABRICAÇÃO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO CURSO DE PÓS- GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE

Prof. Dr. OSCAR OLIMPIO DE ARAÚJO FILHO
ORIENTADOR/PRESIDENTE

Prof. Dr. JORGE RECARTE HENRÍQUEZ GUERRERO
COORDENADOR DO CURSO DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. OSCAR OLIMPIO DE ARAÚJO FILHO (UFPE)

Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)

Prof. Dr. KLEBER GONÇALVES BEZERRA ALVES (UFPE)

Prof. Dr. MAURÍCIO DAVID MARTINS DAS NEVES (IPEN - USP)

*A Deus que me proporcionou estar
vivo até a sua conclusão.*

*A minha família por ser a razão
maior de todo o meu esforço.*

AGRADECIMENTOS

À minha família de quem me distanciava quando em estudo. Ela tem o meu reconhecimento por ter eliminado qualquer adversidade durante a jornada de aprendizado, sendo especial demais para ser reconhecida em poucas palavras.

À Companhia Hidro Elétrica do São Francisco (Chesf) que disponibilizou todo o tempo necessário para o bom desenvolvimento do Mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco - UFPE, pelo qual eu sou muito grato.

À Divisão de Garantia da Qualidade de Materiais (DEQM), em especial a Zurdival Pino e Valmir Pinheiro, por permitir e colaborar para a realização deste trabalho.

Em especial ao professor Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho, meu orientador, e ao professor Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, co-orientador deste trabalho, pela credibilidade a mim delegada, honestidade nas suas orientações e pela brilhante capacidade de transmitir conhecimento;

Ao professor Dr. Thiago Leite Rolim e ao aluno de iniciação científica Pedro Henrique de Oliveira Manoel pelo apoio dado durante a execução dos experimentos;

Aos demais professores do Programa de Pós - Graduação em Engenharia Mecânica da UFPE, pelos excelentes ensinamentos prestados durante as disciplinas;

Aos amigos do Programa de Pós - Graduação em Engenharia Mecânica da UFPE, pelo relacionamento, incentivo e amizade durante os estudos.

A todos do Programa de Pós - Graduação em Engenharia Mecânica da UFPE que me forneceram uma inabalável firmeza de vontade, uma grande tenacidade e muita confiança no valor próprio, contribuindo de forma direta e indireta para a conclusão do mestrado.

A empresa Tenaris Confab pela doação dos tubos API 5L X80 à UFPE.

RESUMO

A simulação de curvas de resfriamento da zona termicamente afetada (ZTA) do aço API 5L X80 foi realizada com base nas taxas de resfriamento de soldas reais do processo arame tubular autoprotégido. Neste estudo, as amostras foram analisadas por macroscopia, microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para investigar os efeitos das condições de resfriamento sobre o ensaio de tração e de dureza Vickers. Um simulador termomecânico (STM) reproduziu por condução térmica e pressão de contato as diferentes condições termodinâmicas de pontos da ZTA e permitiu que os ciclos térmicos obtidos por soldas reais fossem aplicados a amostras do Aço API 5L X80. As microestruturas simuladas nas amostras se aproximaram da microestrutura da solda real, porém as taxas de resfriamento reais ocorreram a velocidades um pouco maiores do que aquelas obtidas pelo estudo. As amostras apresentaram uma estrutura com tendência de mistura da microscopia granular e acicular da ferrita como constituintes matrizes, e subestruturas dessas fases com características de austenita retida e martensita-austenita. De acordo com os ensaios de dureza e tração realizados, os valores de dureza, limite de escoamento e limite ruptura encontrados nas amostras foram menores do que aqueles apresentados pelo material como recebido, com destaque para o limite de escoamento que obteve valores da ordem de 50% do limite de escoamento do metal de base. Além disso, o perfil de dureza das amostras simuladas apresentou valores ligeiramente menores do que o apresentado pelas amostras das soldas reais.

Palavras-Chave: API 5L X80, Soldagem, Zona Termicamente Afetada, Taxa de Resfriamento.

ABSTRACT

The simulation of cooling curves of the heat affected zones (HAZ) of API 5L X80 steel was based on the cooling rates of welds made by the process named FCAW (Flux Core Arc Welding). In this study, the specimens were analyzed by macroscopy, light microscopy (LM) and scanning electronic microscopy (SEM) to investigate the effects of cooling conditions on the tensile test and Vickers hardness. A thermo-mechanical simulator showed be able to reproduce by thermal conduction and contact pressure different thermodynamics conditions of points in the HAZ and allowed the reproduction of the thermal cycle obtained by welds were applied to the specimens of API 5L X80 steel. The simulated microstructures in the specimens approached the real microstructure of the weld, but the cooling rate of the real HAZ occurred at the speeds faster than those obtained by the study. The specimens showed a structure with a trend mixture of granular and acicular ferrite matrix as constituents, and substructures of these phases with characteristics of retained austenite and martensite – austenite. According to the hardness and tensile test performed, the values of the yield strength, ultimate strength and hardness found in the specimens were lower than those presented by the material as received, specially the yield strength value, which obtained values of 50% of yield strength of the base metal. Besides that, for the profile hardness, the simulated specimens showed values slightly smaller than that presented by the real welds.

KEYWORDS: API 5L X80; Welding; Heat Affected Zones; Cooling Rate.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	01
2	OBJETIVO	03
2.1	Objetivos Gerais	03
2.2	Objetivos Específicos	03
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	04
3.1	Transformações de Fase do Aço	04
3.1.1	Diagramas TTT e TRC	05
3.1.2	Ferrita Acicular ou Ferrita Bainítica (AF)	08
3.1.3	Austenita Retida (AR)	09
3.1.4	Martensita – Austenita (MA)	09
3.2	Aços para Construção de Dutos	10
3.2.1	Aços API 5L	10
3.2.2	Aços API 5L X80	12
3.3	Soldagem	14
3.4	Aspectos Térmicos da Soldagem	14
3.4.1	Energia de Soldagem (Aporte Térmico – Energia de Entrada)	14
3.4.2	Fluxo de Calor na Soldagem (Orientação da Energia)	15
3.4.3	Distribuição de Calor na Soldagem (Distribuição da Energia)	15
3.4.4	Ciclo Térmico e Repartição Térmica	16
3.5	Aspectos Metalúrgicos da Soldagem (Geometria – Microestrutura)	19
3.5.1	Junta Soldada	19
3.5.1.1	Zona de Fusão	20
3.5.1.2	Zona de Ligação	21
3.5.1.3	Zona Termicamente Afetada	21
3.5.1.4	Metal de Base	23
3.5.2	Soldabilidade da Junta	24
3.5.3	Pré – Aquecimento	24
3.5.4	Pós – Aquecimento	25
3.5.5	Trincas por Hidrogênio ou Trincas a Frio	25
3.6	Processos de Soldagem	26
3.6.1	Processo de Soldagem por Arame Tubular – FCAW	26

3.6.1.1	Variações da Soldagem por Arame Tubular	27
3.6.1.2	Equipamento Utilizado na Soldagem FCAW	29
3.6.1.3	Parâmetros da Soldagem FCAW	30
3.6.1.4	Modos de Transferência da Soldagem com Arame Tubular	31
3.6.1.5	Consumíveis da Soldagem FCAW (Massa de Entrada e Contaminantes)	32
3.6.1.7	Descontinuidades Induzidas pelo Processo FCAW	33
3.7	Ensaio Mecânico na Soldagem (Propriedades Requeridas)	34
3.7.1	Ensaio Macrográfico e Micrográfico	35
3.7.2	Ensaio de Tração	36
3.7.3	Ensaio de Dureza	37
3.8	Simulador Termomecânico (STM)	39
4	MATERIAIS E MÉTODOS	40
4.1	Material de Base	40
4.2	Soldagem Realizada	43
4.2.1	Consumíveis	45
4.2.2	Equipamento de Soldagem	46
4.2.3	Procedimento de Soldagem	46
4.3	Reprodução dos Ciclos Térmicos da Soldagem	51
4.4	Estudos das Estruturas e Propriedades Mecânicas Obtidas	56
5	RESULTADOS E DISCURSÕES	58
5.1	Análise Microestrutural	58
5.2	Análise do Ensaio de Tração	62
5.3	Análise do Ensaio de Dureza Vickers	65
6	CONCLUSÕES	68
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	70
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	71

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Diagrama de fases ferro – cementita	03
Figura 2	Curva TTT esquemática de um aço eutetóide	06
Figura 3	Curva TRC mostrando um resfriamento efetivo	06
Figura 4	Mecanismo operantes na decomposição da austenita	07
Figura 5	Microestruturas características: a) Ferrita, perlita e cementita; b) bainita; c) martensita	07
Figura 6	Microscopia ótica de um aço API 5L X70 com 0,05% de carbono em massa	09
Figura 7	Microestrutura eletrônica de varredura – estrutura com austenita retida	09
Figura 8	Microconstituente martensita – austenita (MA)	10
Figura 9	Apresentação esquemática das etapas do processo UOE	13
Figura 10	Esquema de monitoramento e controle da soldagem	14
Figura 11	Modelos de Rosenthal de distribuição de temperaturas para o aço carbono (chapa de 10mm de espessura e energia de soldagem: 0,6 kJ/mm). Modelos para chapas: a) grossa; b) fina e c) intermediária	16
Figura 12	Ciclo térmico de soldagem para um só passe	17
Figura 13	Sobreposição de ciclos térmicos ao longo de uma junta soldada	17
Figura 14	Repartição Térmica x Diagrama de Fases	19
Figura 15	Regiões de uma junta soldada	19
Figura 16	Crescimento Epitaxial e Competitivo de Grãos	20
Figura 17	Representação das regiões da ZTA	22
Figura 18	Variações do processo arame tubular: a) FCAW – G e b) FCAW S	28
Figura 19	Esquema do equipamento utilizado na soldagem por arame tubular	29
Figura 20	Influência da polaridade na penetração: (a) Pol. inversa CC^+ b) Pol. direta CC^-	30
Figura 21	Sistema de Classificação AWS para consumíveis de aço carbono e baixa liga	33

Figura 22	Exemplo de Macrografia de uma solda	35
Figura 23	Exemplo de corpo de prova para o ensaio de tração	36
Figura 24	Gráficos Tensão x Deformação: a) Material dúctil e b) Material frágil	37
Figura 25	Penetrador e impressão vickers	38
Figura 26	Anéis tubulares API 5L X80	41
Figura 27	Fracionamento dos anéis dos tubos pelo processo de oxi-corte	42
Figura 28	Esquema: a) Chapas para as juntas a serem soldadas b) Corpos de prova para reprodução das curvas de resfriamento	42
Figura 29	Exemplares: a) Chapas para as juntas a serem soldadas b) Corpos de prova para reprodução das curvas de resfriamento	43
Figura 30	Foto dos equipamentos utilizados para obtenção do ciclo de soldagem	43
Figura 31	Esquema da colocação dos termopares na junta soldada	44
Figura 32	Foto detalhe da colocação dos termopares na junta soldada	44
Figura 33	Foto detalhe do registrador de dados Data Taker DT 80	44
Figura 34	Fonte de Energia VI 600 da White Martins	46
Figura 35	Esquema da junta soldada do experimento	47
Figura 36	Posicionamento do corpo de prova para soldagem	47
Figura 37	Foto de cordão de solda imediatamente após a soldagem	48
Figura 38	Macrografia da ZTA de uma solda realizada	49
Figura 39	Curva do ciclo térmico a 2 mm do chanfro da 1ª solda realizada	39
Figura 40	Equações da curva de resfriamento e derivada a 2 mm do chanfro da 1ª solda realizada	50
Figura 41	Foto dos equipamentos para reprodução do ciclo de soldagem	52
Figura 42	Inserção do termopar e posicionamento da amostra no STM	53
Figura 43	Rota para reprodução do ciclo térmico a 1 mm da borda da junta	54
Figura 44	Rota para reprodução do ciclo térmico a 2 mm da borda da junta	54
Figura 45	Rota para reprodução do ciclo térmico a 3 mm da borda da junta	55
Figura 46	Rota para reprodução do ciclo térmico a 4 mm da borda da junta	55

Figura 47	Foto das amostras retiradas para micrografia	56
Figura 48	Dimensões dos corpos de prova segundo a norma ASTM-EM-08 utilizado na experiência	57
Figura 49	Esquema de posicionamento dos pontos de impressão para levantamento do perfil de dureza.	57
Figura 50	Microscopia ótica do aço API 5L X80 com aumento de 1000x: a) Como recebido; b) ZTA a 1mm da borda do chanfro da ZTA real; c)Resfriado a 15°C/s; d)Resfriado a 11°C/s; e)Resfriado a 10°C/s; f)Resfriado a 8°C/s.	59
Figura 51	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) do aço API X80: a) Como recebido; b) ZTA a 1mm da borda do chanfro; c)Resfriado a 15°C/s; d)Resfriado a 11°C/s; e)Resfriado a 10°C/s; f)Resfriado a 8°C/s.	60
Figura 52	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) do aço API X80: a) Detalhe das subestruturas para a taxa 11°C/s; b) Detalhe das subestruturas para a taxa 8°C/s.	61
Figura 53	Curvas representativas do ensaio de tração: a) Resfriamento a 15°C/ s; b) Resfriamento a 11°C/s; c) Resfriamento a 10°C/s e d) Resfriamento a 8°C/s	63
Figura 54	Fotos de amostra após ensaio de tração	63
Figura 55	Valores médios do limite de resistência	64
Figura 56	Valores médios do limite de escoamento	64
Figura 57	Valores médios do alongamento percentual	65
Figura 58	Valores médios de limite de dureza	66

LISTA DE QUADROS

1	Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L-X80	13
2	Temperatura de Pré - aquecimento x Carbono Equivalente	25
3	Vantagens x Desvantagens do processo FCAW	27
4	Propriedade mecânica do aço API 5L X80 como recebido	40
5	Composição química do aço API 5L X80 como recebido	41
6	Temperaturas de início e fim das transformações de fase Fe (α) para Fe (γ) e vice – versa do aço API 5L X80 como recebido	41
7	Composição química do arame eletrodo E71T – 8JH8	45
8	Propriedades mecânicas do arame eletrodo E71T – 8JH8	45
9	Dados de operação do arame eletrodo E71T – 8JH8	45
10	Parâmetros da soldagem utilizados no experimento	47
11	Cálculo da Taxa de resfriamento a 2 mm do chanfro da 1ª solda	50
12	Velocidades de resfriamento obtidas na ZTA das soldas entre 800°C e 500°C	51
13	Propriedades obtidas pelo ensaio de Tração	62
14	Resultados obtidos pelo ensaio de Dureza	66

SIGLAS E SIMBOLOS

API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
FBTS	Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem
FCAW	Flux Core Arc Welding
Fe (α)	Ferro α
Fe (γ)	Ferro (γ)
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HV	Dureza Vickers
IIW	International Institute of Welding
LDN	Laboratório de Dispositivo e Nanoestrutura
Le	Limite de Escoamento
Ln	Limite de Escoamento Convencional
Lr	Limite de Resistência
MA	Martensita – Austenita
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal de Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
Pcm	Weld Metal Cracking Parameter
PSL	Product Specification Level
SAW	Submerged Arc Welding
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
STM	Simulador Termomecânico
TIG	Tungsten Inert Gas
Tc	Tempo de Permanência Acima de uma Temperatura Crítica
TP	Temperatura de Pico
Φ	Taxa de Resfriamento

TRC	Transformação por Resfriamento Contínuo
TTT	Temperatura - Tempo – Transformação
UFPE	Universidade Federal de Pernambuco
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZF	Zona Fundida
E	Alongamento Percentual do Corpo de Prova
φ	Estricção Percentual do Corpo de Prova
Δt_{8-5}	Tempo de Resfriamento entre 800°C e 500°C

1. INTRODUÇÃO

Os desafios proporcionados por um mundo globalizado e competitivo crescem a cada dia. Vivemos em um cenário atual de mudanças aceleradas e constantes, resultando em transformações intensas em todos os aspectos da nossa realidade, quer seja o social, o econômico, o político e, sobretudo, o científico.

Nesse contexto, a indústria petroquímica vem se adequando as novas tecnologias quanto ao emprego de dutos, por ser a maneira mais utilizada em todo o mundo para o transporte de óleo e gás, devido ao seu baixo custo e grande capacidade de escoamento. O principal desafio é aumentar a capacidade de produção e tentar vencer as limitações impostas pelo processo de soldagem, como por exemplo, utilizar maiores taxas de deposição, diminuir as distorções resultantes, controlar as tensões residuais ou atuar na diminuição da zona termicamente afetada (Cardoso Junior, R. 2011).

Aço é uma liga de ferro-carbono contendo de 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais, resultantes dos processo de fabricação (Chaverini, 1990).

Os aços com a classificação API 5L são os materiais mais utilizados nas malhas de transportes dutoviários por possuírem alta resistência mecânica e suportarem elevadas pressões. Nessa classificação, com relação a composição química e resistência mecânica, os aços variam desde o API 5L A25 até o API 5L X120, onde o número contido na designação composta pelas letra A ou X , representa o valor mínimo da tensão de escoamento em Ksi (API 5L, 2010).

Para Hillenbrand et al (2005), a tendência atual é incrementar o limite de escoamento para que os dutos fabricados com esses aços possam transportar fluidos cada vez mais corrosivos e de menores custos, o que culminou no desenvolvimento do aço API 5L X120 de pouca aplicação prática no Brasil quando comparado ao aço API 5L X80.

Em geral, aumentar a capacidade de produção pode significar o uso de mais de um processo de soldagem para a construção da junta. Quintana & Jonhson (1999) dizem que não é prático ou de baixo custo benefício a fabricação de uma junta soldada usando um único consumível ou processo. Muitas soldas de tubulações são construídas a partir de ajustes iniciais que se utiliza do processo de soldagem por eletrodo revestido para o ponteameto e preparação da junta e de outros processos com maiores taxas de deposição, como por exemplo, o processo de soldagem por arame tubular (FCAW – Flux Core Arc Welding) para o enchimento da solda.

Guimarães (2010) diz que a variedade de fenômenos que ocorrem durante o processo de soldagem, como a mistura de diferentes metais de soldas com complexos ciclos térmicos induzidos, dificulta a previsão da microestrutura final e consequentemente a análise teórica das propriedades mecânicas das juntas soldadas.

Para Rodrigues (2010), a zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) numa soldagem é a principal região de interesse no estudo das propriedades mecânicas de uma junta soldada, uma vez que esta região não se funde durante o processo, mas têm sua microestrutura alterada. A extensão e magnitude das mudanças nas propriedades dependem, principalmente, das características do metal de base e adição, do processo de soldagem envolvido, bem como pela quantidade e concentração de calor gerado e de seu posterior resfriamento.

Assim, a análise do comportamento da soldagem por arame tubular do aço API 5L X80, por meio da simulação da curva de resfriamento de sua zona termicamente afetada, torna – se um tema de grande interesse, uma vez que o meio científico faz uso das poucas informações disponíveis.

Diante do exposto, o presente trabalho versa pela aplicação de taxas resfriamento iguais aquelas obtidas nas condições reais de soldagem, em amostras do Aço API 5L X80 soldado com arame tubular autoprotetido, para simulação da curvas de resfriamento real ocorridas na ZTA.

A simulação dessas curvas permite comparações entre propriedades mecânicas como alongamento, dureza, resistência a tração, bem como a compreensão dos fenômenos metalúrgicos envolvidos em diferentes pontos.

2. OBJETIVOS

2.1 - Objetivo Geral

- Este trabalho tem por objetivo simular as curvas de resfriamento da ZTA do aço API 5LX80, soldado com arame tubular autoprotégido, por meio de amostras que receberam taxas de resfriamento iguais as obtidas por soldas reais.

2.2 - Objetivos Específicos

- Caracterizar as microestruturas obtidas pela simulação térmica das curvas resfriamento através das análises macro e micrográficas;
- Determinar as propriedades mecânicas de pontos da ZTA produzidas no aço API 5L X80 quando soldado pelo processo arame tubular autoprotégido, a partir de corpos de prova resfriados por simulador termomecânico (STM) em condições termodinâmicas similares as condições reais de resfriamento.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Transformações de Fase do Aço

As transformações de fase no estado sólido são produzidas pelo rearranjo atômico das estruturas cristalinas dos materiais, modificando suas propriedades físicas, químicas e mecânicas. Uma determinada sequência de transformações de fase pode parecer bastante atraente, do ponto de vista termodinâmico e, contudo, não ter aplicação prática pelo fato de ser muito lenta. Daí a importância de conhecer, também, a cinética de uma transformação de fase para viabilizar ou não a execução de um tratamento termomecânico (Ferreira, 2002).

Segundo (Chiaverini, 1990), para o conhecimento perfeito dos aços é imprescindível o estudo do diagrama de fases Fe-Fe₃C. Esse diagrama, apresentado na figura (1) é excessivamente empregado para os aços carbono e aços de baixa liga e apresenta as diferentes fases existentes da combinação do carbono no ferro, em equilíbrio termodinâmico.

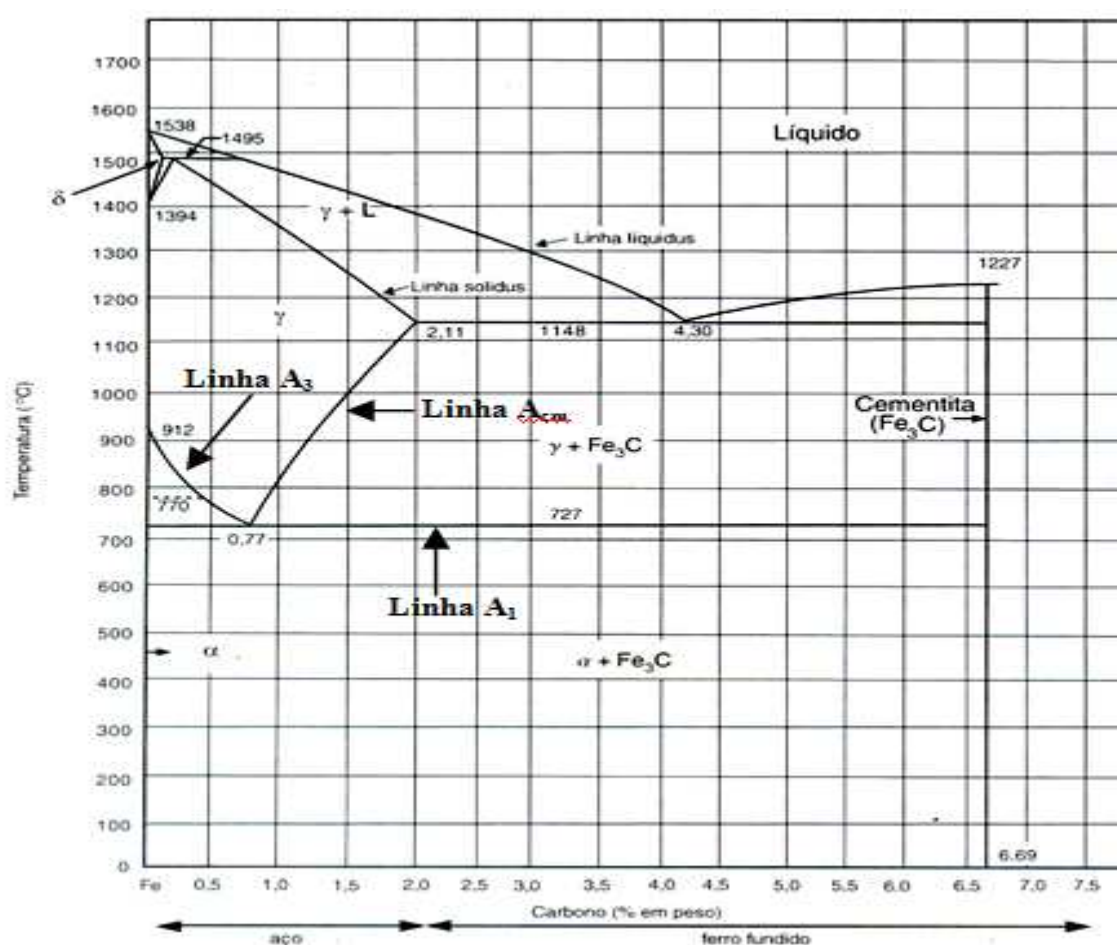


Figura 1 - Diagrama de fases Ferro - Cementita (Silva & Mei, 2010)

Para um processo de resfriamento lento e contínuo, as transformações de fase dos aços carbono ocorrem por difusão, baseando-se na movimentação e rearranjo dos átomos para a formação de uma nova fase.

Para Callister Jr (2008), As principais transformações de fases que ocorrem nesse processo são :

- Ferrita delta em austenita ($\delta - \gamma$) – Ocorre no ferro puro a 1394°C e com o aumento do teor de carbono, ocorre nos aços a uma temperatura máxima de 1495°C;
- Austenita em ferrita ($\gamma - \alpha$) – Para o ferro puro ocorre a 910°C e para o aço ocorre na faixa de temperatura entre A_3 e A_1 , sendo que a linha A_3 varia de 912°C a 727°C;
- Austenita em ferrita e cementita ($\gamma - \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) – Independente do teor de carbono, essa transformação ocorre a 727°C, correspondente a linha A_1 .

A liga é chamada de eutetóide a 0,77% de carbono, sendo composta essencialmente por perlita (lamelas de ferrita + cementita). Abaixo de 0,77% de carbono a liga é chamada de hipoeutetóide e entre 0,77 e 2,11% é chamada de hipereutetóide (Callister Jr, 2008).

3.1.1 – Diagramas TTT e TRC

Por não fornecer informações acerca das transformações da austenita em condições diferentes do equilíbrio, isto é, através do resfriamento lento, além de não considerar a cinética das transformações, o diagrama de fases Fe-Fe₃C é substituído, na prática, por curvas que se utilizam das variáveis de temperatura, tempo, transformação. Estas curvas são classificadas como TTT (temperatura, tempo e transformação isotérmica) e TRC (transformação por resfriamento contínuo), predominantes nos processos industriais, que trata de descrever o que acontece com os aços por meio de um resfriamento em diferentes velocidades (Ferreira, 2002).

Nesses diagramas, observam-se constituintes não previstos pelo diagrama de fases Fe-Fe₃C, que são a bainita e a martensita, ver figuras (2) e (3).

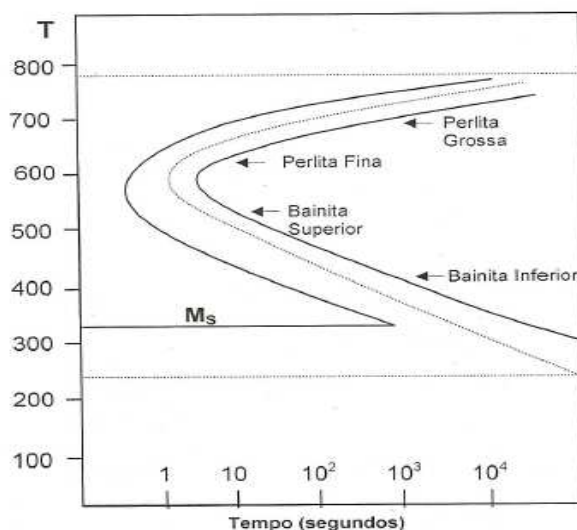


Figura 2 – Curvas TTT esquemática de um aço eutetóide (Ferreira, 2002)

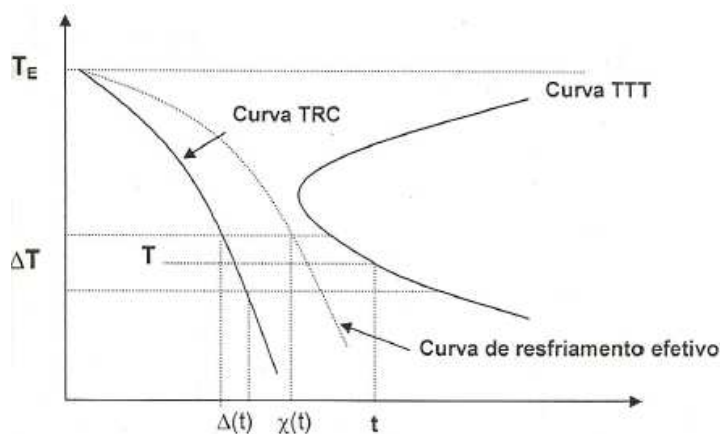


Figura 3 – Curva TRC mostrando um resfriamento efetivo (Ferreira, 2002)

Quando um aço carbono é resfriado a velocidades pouco maiores que na condição de equilíbrio há a formação da bainita, a qual pode ser classificada como inferior ou superior, em função da temperatura na qual ocorre a transformação. A bainita se caracteriza por ser um processo misto de difusão e cisalhamento. Para um resfriamento rápido, a transformação de fase ocorre por cisalhamento, envolvendo a deformação da rede cristalina. Este é o mecanismo de formação da martensita (Silva & Mei, 2010).

As figuras (4) a (7) apresentam o mecanismo operante na decomposição da austenita, bem como as microestruturas características da ferrita, cementita, perlita, bainita e martensita.

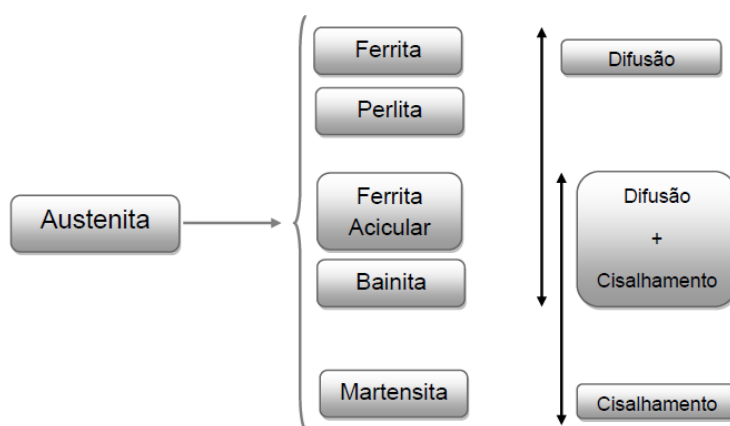
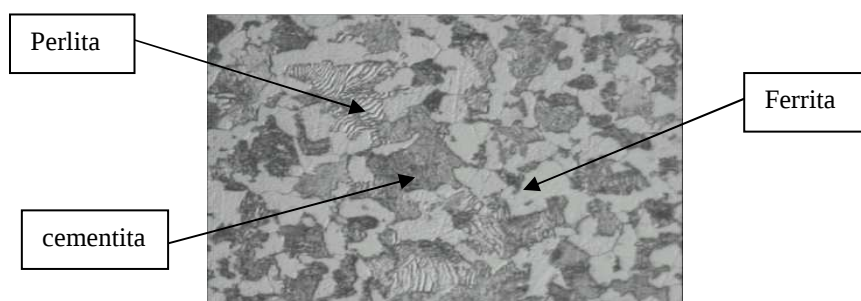
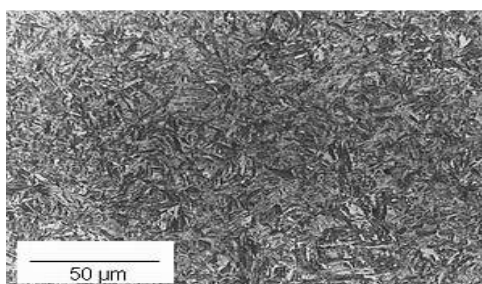


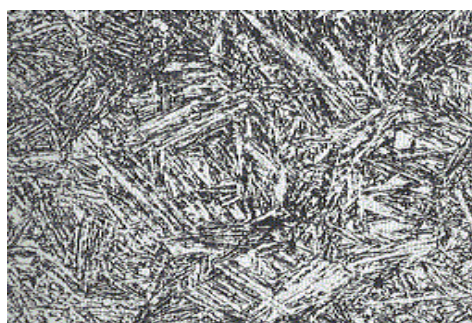
Figura 4 – Mecanismo operantes na decomposição da austenita (Silva e Mei, 2010).



a)



b)



c)

Figura 5 – Microestruturas características: a) Ferrita, Perlita e Cementita; b) Bainita; c) Martensita (Costa, 1998)

Para Souza (1989), com a adição de elementos de liga pode haver alteração nas características das fases produzidas, pois esses elementos atuam na temperatura, maneira e na velocidade de formação das fases.

O níquel, o manganês e o cobalto estabilizam a austenita, isto é, aumentam a faixa de temperatura para qual a austenita é estável. Enquanto que o alumínio, molibdênio, vanádio, titânio, estabilizam a ferrita. Já o nióbio, vanádio e o titânio formam carbeto e carbonitretos, os quais podem aumentar consideravelmente a resistência mecânica dos aços, em função de sua forma, tamanho e distribuição (Silva e Mei, 2010).

Assim, nos aços com baixo teor de elemento de liga tem se observado uma verdadeira mistura de microestruturas compostas por várias fases que são caracterizadas por meio de microscopia para indicar sua forma e morfologia. Dentre elas podemos citar a ferrita acicular ou ferrita bainítica, austenita retida e o constituinte M/A (Martensita – Austenita) como produtos da decomposição da austenita.

3.1.2 – Ferrita Acicular (AF) ou Ferrita Bainítica (BF):

A ferrita acicular é conhecida por alguns autores como ferrita bainítica e por outros é diferenciada apenas pela orientação cristalográfica dos grãos. É definida como uma fase não equiaxial de alta densidade de subestrutura formada por resfriamento contínuo através da mistura das transformações cisalhantes e difusionais numa faixa de temperatura ligeiramente maior do que a bainita superior (Zhao et al, 2003).

Este tipo de microestrutura é composta por placas de ferrita que crescem na forma de pacotes contendo placas paralelas de mesma orientação cristalográfica. Essas placas nucleiam heterogeneamente em pequenas inclusões não metálicas e irradiam em diferentes direções destes sítios de nucleação (Bhadeshia, 2001).

A figura (6) mostra a sutil diferenciação da ferrita acicular da ferrita bainita em função da orientação dos grãos (Kim et al, 2008).

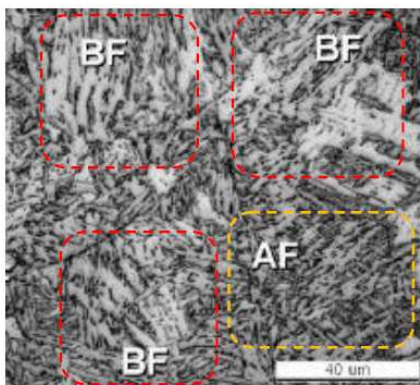


Figura 6 – Microscopia ótica com ferrita acicular e ferrita bainita (Kim et al, 2008)

3.1.3 – Austenita Retida (AR)

A austenita que não se transforma em martensita pelo processo de resfriamento é chamada de austenita retida. A principal causa de retenção da austenita é a composição química dos aços. Um elemento importante é o carbono, pois modifica o diagrama TTT, dificultando o cisalhamento da austenita (Qiao et al, 2009).

Na figura (7), partes espalhadas na cor clara são consideradas como austenita retida (Qiao et al, 2009).

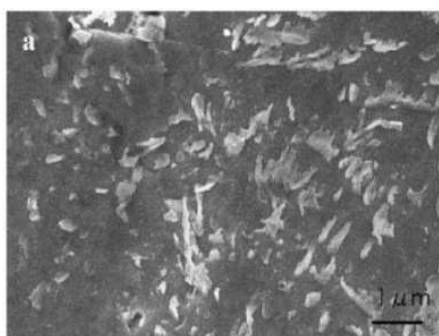


Figura 7 – Microscopia eletrônica de varredura - estrutura com austenita retida (Qiao et al, 2009)

3.1.4 – Martensita – Austenita (MA)

É o resultado do particionamento do carbono na interface de transformação austenita/ferrita durante o crescimento da bainita e/ou ferrita acicular. À medida que a transformação ferrita/bainita e/ou ferrita acicular avança, a concentração de carbono aumenta na austenita remanescente. No rápido resfriamento subsequente, parte da austenita transforma – se em martensita e parte mantém – se retida. A austenita retida e a martensita coexistem são

consideradas o microconstituente martensita – austenita (Zhao et al, 2003). Exemplos dessa microestrutura são mostrados na figura (8).

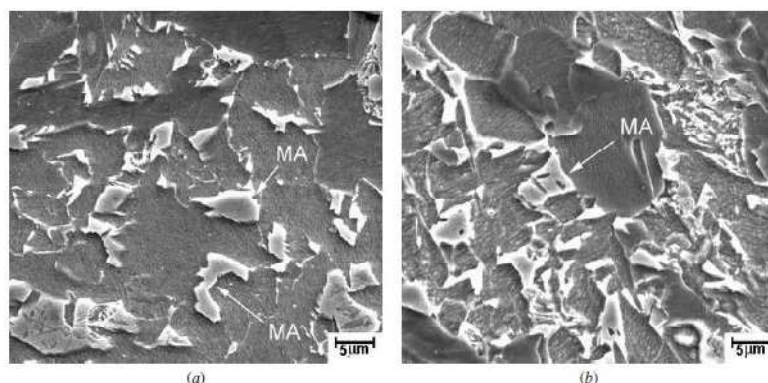


Figura 8 – Micro constituinte martensita – austenita (MA) (Bott et al, 2005)

Para Kraus e Thompson (1995), as morfologias granulares e aciculares estão associadas à formação do constituinte MA no resfriamento contínuo, o que afeta positivamente as propriedades mecânicas do material.

3.2 – Aços para Construção de Dutos

Nas últimas décadas, a utilização dos aços para a construção de dutos proporcionou longa experiência acumulada e continua sendo objeto de pesquisas. Isto tem conduzido a introdução no mercado de produtos de qualidade superior no que concerne as propriedades mecânicas e soldabilidade, como os aços que seguem a norma API 5L, Especificação para dutos (API 5L, 2010), do Instituto Americano de Petróleo (API). Esses aços atendem a demanda dos dutos serem submetidos as pressões cada vez mais elevadas mantendo a espessura e o diâmetro constantes.

3.2.1 – Aços API 5L

Os Aços API 5L são aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), isto é, possuem baixo teor de carbono equivalente e são microligados com nióbio, titânio e vanádio. Essa microestrutura resulta em características de elevada resistência ao escoamento e boa tenacidade, em função de finos precipitados que agem como bloqueadores de discordâncias. Podemos dizer também que devido ao baixo carbono equivalente, há uma minimização na formação de trincas na ZTA (Hippert Jr, 2004).

Antes dos aços ARBL, os dutos eram fabricados com aços endurecidos pela adição de carbono e manganês, possuindo, dessa forma, péssima soldabilidade e tenacidade (Malcoln, 2007).

Além disso, podemos afirmar que o desenvolvimento dos aços da família API 5L se dá principalmente por razões econômicas, para reduzir os custos produtivos, em função da economia de peso e da diminuição da quantidade de solda depositada em cada junta (Silva Jr, 2008).

Esses aços são identificados pelo seu limite de escoamento, precedidos das letras A, B e X, que indicam o grau de fabricação com relação a composição química e resistência mecânica, variando desde o API 5L A25 até o API 5L X120. Quando precedido da letra X, o aço utilizado é de alta resistência (API 5L, 2010).

A norma API 5L, classifica os aços por dois níveis de qualidade: PSL 1 e PSL 2 (Product Specification Level), sendo que a diferença básica entre um nível e outro é o rigor no detalhamento e nos requisitos técnicos: tubos com nível PSL 2 apresentam, como exemplo, controle mais rígido da composição química do aço (especificando o valor máximo do carbono equivalente), valores de tenacidade e propriedades de tração mais detalhados.

O nível PSL 1 pode ser fornecido em graus do A25 ao X70 e o PSL 2 pode ser fornecido do grau B ao X120.

Para o PSL 2, se o percentual de carbono for menor ou igual a 0,12%, o carbono equivalente deve ser determinado pela equação (1):

$$C_{Pcm} = C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + B*5 \quad (1)$$

Para teores de carbono superiores a 0,12 %, o carbono equivalente deve ser calculado conforme Equação (2), também citada na API 5L:

$$CE_{iiw} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad (2)$$

Dentre os aços descritos anteriormente, podemos destacar o aço API 5L X80 com nível PSL 2, cujo valor de limite de escoamento é de 80 Ksi (552 MPa) e de grande aplicabilidade no Brasil.

3.2.2 – Aços API 5L X80

Este aço pode apresentar uma microestrutura com ferrita acicular, ferrita granular, perlita, bainita granular e constituinte de Martensita / Austenita (MA) dispersos em pequenas quantidades na matriz em forma de ilhas. Assim sua constituição, confere excelentes propriedades de tração, energia absorvida e temperatura de transição, devido a fração volumétrica de ferrita acicular que têm tamanho de grão efetivo pequeno (Chavez e Brandi, 2011).

Quando o aço API 5L X80 é soldado, mudanças microestruturais ocorrem especialmente, na zona termicamente afetada (ZTA), devido aos ciclos térmicos existentes na solda. Essas mudanças implicam na formação de novas microestruturas ou na alteração na fração volumétrica dos microconstituintes que tem como consequência modificações nas propriedades mecânicas originais (Chavez e Brandi, 2011).

Os aços API 5L X80 foram desenvolvidos e aplicados em distintos projetos de dutos na última década, representando segundo Roza (2006), uma economia de custo de 12,5% em relação ao aço API 5L X70 ao ser comparado sua utilização para um mesmo projeto.

No Brasil, o aço X80 foi produzido com uma composição química diferenciada para se atingir os requisitos mínimos para esse grau. Segundo Gladman (1999), foram adicionados elementos de liga nióbio, cromo, vanádio e molibdênio, com o objetivo de se aumentar a resistência mecânica por solução sólida e refino de grão, inibir o crescimento dos grãos austeníticos durante o reaquecimento das chapas, atrasar a transformação da austenita na ferrita, retardar e recuperar a recristalização dos grãos austeníticos deformados.

A fabricação do aço API 5L X80, em função de sua aplicação, ocorre por meio de chapas laminadas que são posteriormente transformadas em tubos pelo processo conhecido por “U-O-E” (Duran, 2007).

O processo “U-O-E” se desenvolve em três etapas: a) Dobramento da chapa em forma de “U”; b) Conformação da chapa de “U” para “O” e execução de solda longitudinal por arco submerso para fechamento; c) Expansão (E) interna por pressão hidráulica para correção da geometria, seguida de ensaios não destrutivos e dimensionais (API 5L, 2010).

Este processo influencia diretamente as propriedades mecânicas do material em função do encruamento produzido pela sequência de deformação que é imposta ao mesmo. Primeiramente, as camadas internas das chapas são comprimidas e as externas tracionadas, enquanto na expansão as camadas internas e externas são tracionadas (Aquino Filho, 2011).

A Figura (9) detalha as etapas desse processo, no qual os tubos não passam por qualquer tratamento de alívio de tensão.

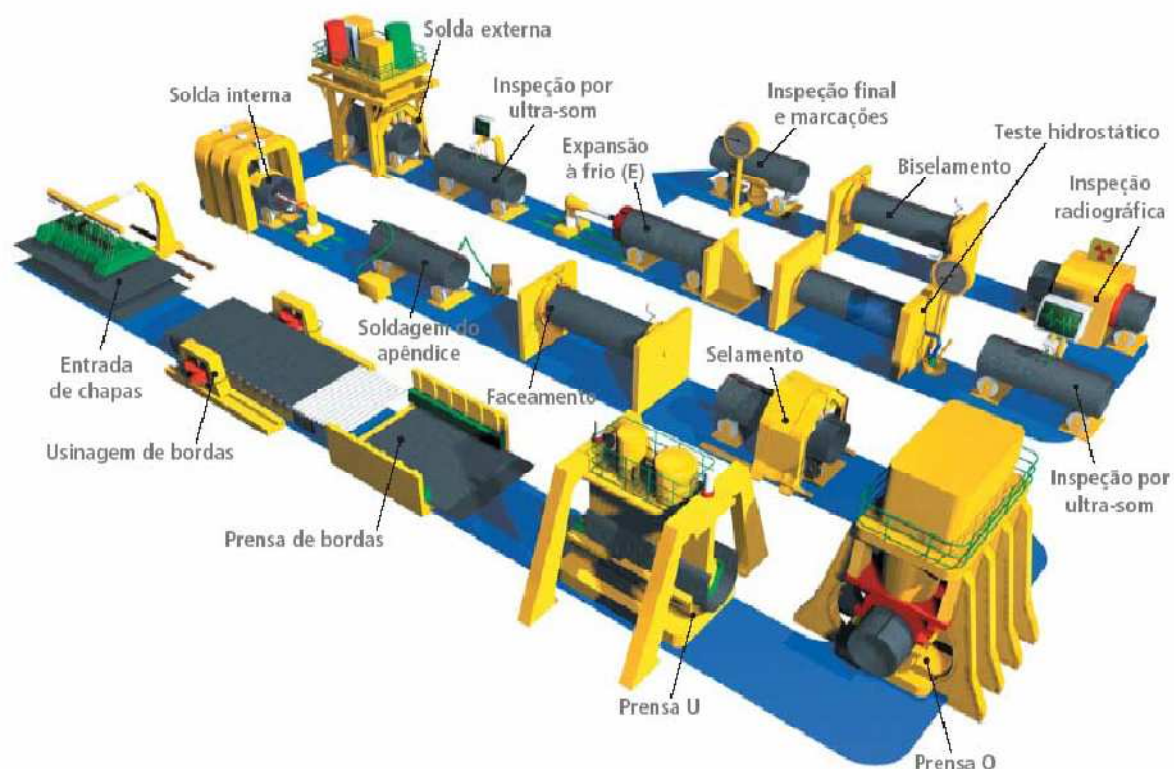


Figura 9- Apresentação esquemática das etapas do processo UOE (Tenaris Confab, 2012)

No quadro (1) estão mostradas as especificações do aço API 5L X80:

Quadro 1. Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5L X80 (API 5L, 2010)

	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Outros
Composição Química (% Peso max)	0,12	0,45	1,85	0,025	0,015	a	a	a	B
Le min (MPa)	555								
Lr min (MPa)	625								
Alongamento (%)	18								
CEpcm (%)	0,25								

Notas: a – A menos que acordado entre fabricante e comprador, a soma das concentrações de nióbio, vanádio e titânio não poderão exceder a 0,15%;

b - A menos que acordado entre fabricante e comprador, são permitidos máximos de 0,50% de cobre, cromo e molibdênio e 1% de níquel;

Le min – Limite de escoamento mínimo; Lr min – Limite de ruptura mínimo; CEpcm – Carbono equivalente calculado;

3.3 – Soldagem

A soldagem é a união de materiais metálicos através de aquecimento localizado, produzindo a fusão do metal de base e do metal de adição (Garreis, 1994).

A AWS 3.0 (2001) define a soldagem como a operação que visa obter a coalescência localizada produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e /ou metal de adição, sendo utilizado para a fabricação ou recuperação de peças.

Segundo Weiner et al (1992), as principais variáveis de controle encontradas na soldagem podem ser estudadas de acordo com o esquema abaixo, que discute o monitoramento e controle desse processo a partir de quatro elementos básicos: as variáveis de entrada e manipulação (material, incremento, orientação e distribuição da energia), com destaque aos aspectos térmicos e metalúrgicos da soldagem, o próprio processo de soldagem, variáveis de entrada e perturbações (contaminantes e localização da junta) e variáveis responsáveis pelo processo (geometria, propriedades mecânicas, microestruturas, descontinuidades na solda).



Figura 10- Esquema de monitoramento e controle da soldagem (Weiner et al, 1992)

3.4 – Aspectos Térmicos da Soldagem

3.4.1 – Energia de Soldagem (Aporte Térmico – Energia de Entrada)

É um parâmetro importante para caracterizar o processo de soldagem, uma vez que ela mede a razão entre a quantidade de energia despendida na soldagem e a velocidade de avanço da poça de fusão (Weiner et al, 1992).

A energia de soldagem é dada pela equação (3) (Weiner et al, 1992):

$$E = (n \times V \times I) / v \quad (3)$$

Onde:

E = Energia de Soldagem (J/mm)

n = Eficiência Térmica do Processo de Soldagem

V = Tensão (V)

I = Corrente Elétrica (A)

v = Velocidade de avanço (mm/s)

Quanto maior a energia de soldagem ou a temperatura de pré-aquecimento, menor será o gradiente térmico na região soldada e mais lento será o fluxo de calor durante o resfriamento, o que pode resultar numa estrutura com maior tamanho de grão (Alcântara et al, 2007).

Kou (2002) diz que o rendimento térmico é medido em métodos calorimétricos, onde o calor transferido da fonte para a peça pode ser transferido desta para um calorímetro e esse rendimento varia de acordo com o processo de soldagem.

Um valor de referência para o rendimento térmico considerando o processo de arame tubular é 0,8 (Quites, 2002).

3.4.2 – Fluxo de Calor na Soldagem (Orientação da Energia)

O fluxo de calor na soldagem ocorre de duas maneiras distintas: fornecimento de calor a junta e dissipação desse calor pela peça.

Na soldagem a arco elétrico, pode – se considerar o arco como única fonte de calor (Marques et al, 2009).

As variações de temperatura, oriundas do fluxo de calor, provocam transformações de fase durante a soldagem, alterando a microestrutura, o que provoca mudanças nas propriedades mecânicas.

3.4.3 – Distribuição de Calor na Soldagem (Distribuição da Energia)

Em geral, uma fonte pontual de calor concentrada e de alta intensidade é aplicada na soldagem de uma junta que o distribui calor principalmente por condução. Excetuando – se

peças pequenas, as perdas por radiação e convecção na superfície da peça e o efeito de outras fontes de calor podem ser desprezadas.

Rosenthal (1946) propôs modelos de distribuição teóricos de temperatura em torno da poça de fusão, no plano xz, para chapas finas, intermediárias e grossas. Os resultados das fontes pontuais de calor são mostrados através das figuras (11a) e (11c) e se assemelham junto da superfície superior da chapa e da fonte de calor, contudo na superfície inferior na figura (13c) seu modelo chapa intermediária não considerava o fluxo de calor nessa superfície. Para a solução da equação para chapas finas (modelo bidimensional), mostrado na figura (13b), as isotermas são verticais, pois a variável z não é considerada nesse modelo (Modenesi et al, 2006).

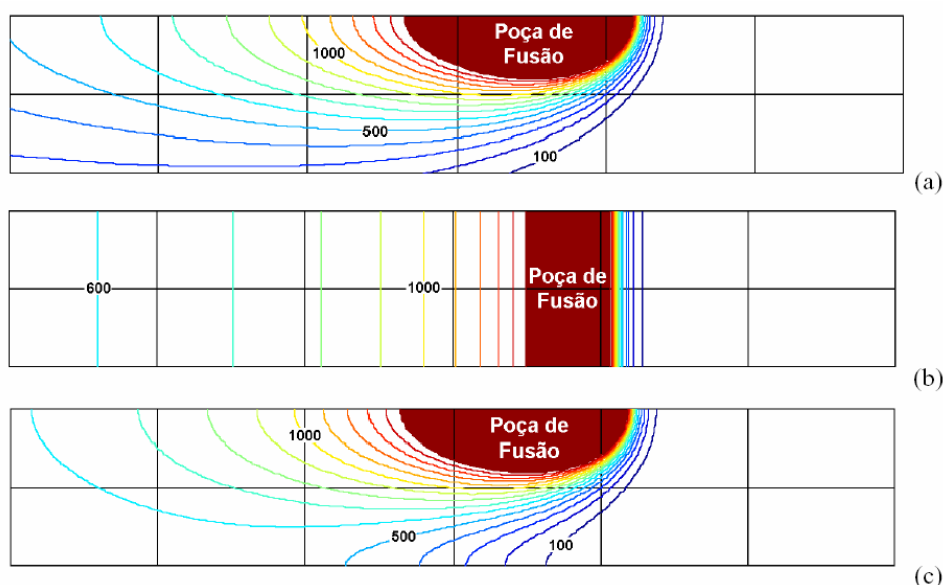


Figura 11 – Modelos de Rosenthal de distribuição de temperaturas para o aço carbono - chapa de 10mm de espessura e energia de soldagem: 0,6 kJ/mm. Modelos para chapas: a) grossa; b) fina e c) intermediária (Modenesi et al, 2006).

3.4.4 - Ciclo Térmico e Repartição Térmica

Para Marques et al (2009) a mais importante característica física de uma soldagem é o seu comportamento térmico oriundos do fluxo de calor. Podemos detalhar este comportamento através do ciclo térmico e da repartição térmica da soldagem.

Denominamos de ciclo térmico a curva que caracteriza as diferentes temperaturas atingidas pela junta soldada e pelas regiões próximas a ela. O mesmo é definido pela sua posição em relação ao centro da solda e quando aplicado a um determinado material é caracterizado por um aquecimento até uma temperatura de pico, seguido de um resfriamento a uma taxa que decresce com o tempo (Marques et al, 2009).

A figura (12) representa o comportamento de uma curva de um ciclo térmico de soldagem.

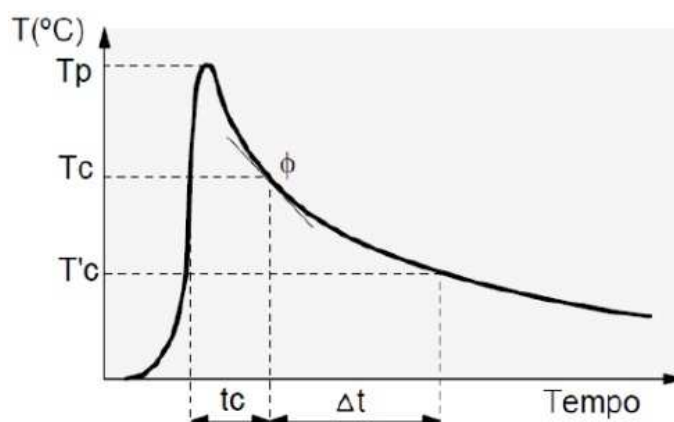


Figura 12 – Ciclo térmico de soldagem para um só passe (Marques et al, 2009).

A medida que o ponto considerado se afasta da solda, a temperatura máxima é decrescente e atingida com um certo atraso. O tempo de permanência acima de uma dada temperatura decresce no mesmo sentido. Teoricamente as velocidades de resfriamento decrescem a medida que a distância aumenta (Zeemann & Emygdio, 2001).

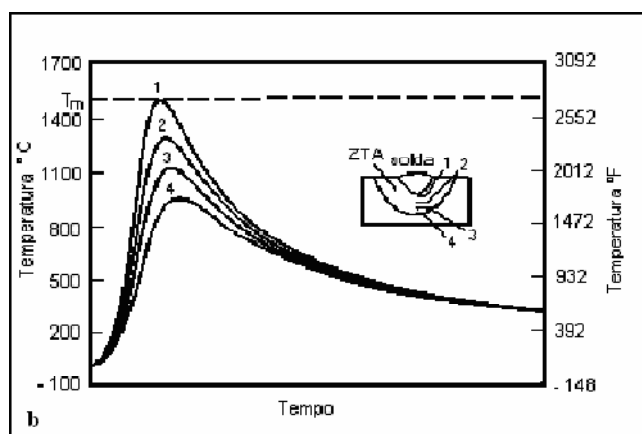


Figura 13 – Sobreposição de ciclos térmicos ao longo de uma junta soldada (Zeemann e Emygdio, 2001).

Aquino Filho (2011) diz que os principais parâmetros do ciclo térmico são:

- **Temperatura de pico (T_p):** Máxima temperatura atingida pelo ponto considerado e indica a possibilidade de ocorrências de transformações

microestruturais, delimitando o tamanho da zona termicamente afetada pelo calor;

- **Tempo de permanência acima de uma temperatura crítica (t_c):** Parâmetro que dependendo da temperatura de pico pode influenciar o crescimento de grão como possibilitar outras transformações, como por exemplo, nos aços, a austenitização total ou parcial;
- **Taxa de resfriamento (Φ):** Obtida pela derivada de uma determinada temperatura da curva de resfriamento;
- **Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C (Δt_{8-5}):** Neste intervalo de temperatura podem ocorrer as mais importantes transformações de fase nos aços.

Segundo a Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem – FBTS (2003), algumas observações podem ser feitas quando são considerados os ciclos térmicos:

- A temperatura de pico e a taxa de resfriamento dependem da energia de soldagem aplicada, da distância ao centro da solda e das propriedades físicas do material que está sendo soldado;
- A temperatura de pico varia diretamente com a energia de soldagem e inversamente com a distância ao centro da solda. Observa – se que o aumento ou diminuição da temperatura de pico corresponde a um aumento ou diminuição da energia de soldagem;
- A taxa de resfriamento varia diretamente com a espessura da peça que está sendo soldada até um determinado limite. Após determinada taxa de resfriamento, por mais que se aumente a espessura, a mesma não se altera.
- A taxa de resfriamento varia inversamente com a energia de soldagem e consequentemente com a temperatura inicial da peça, sendo mais significativo em peças de pequenas espessuras.
- O processo de soldagem define a energia de soldagem, e, portanto a temperatura de pico como a taxa de resfriamento.

Já a repartição térmica de uma solda é expressa pelas máximas temperaturas atingidas ao longo da seção transversal da junta conforme mostrado na figura (14). Ela exerce influência direta na microestrutura da junta, pois altas taxas de resfriamento e a composição

de grãos grosseiros promovem a formação de fases frágeis e duras no metal fundido e na ZTA dos aços soldados (Cunha, 1989).

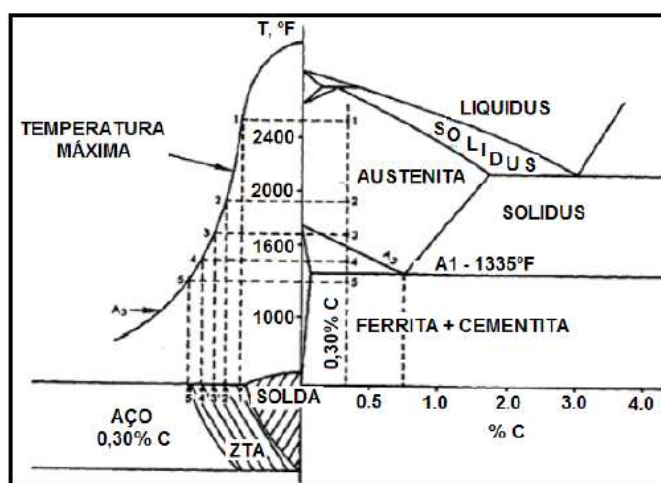


Figura 14 – Repartição Térmica x Diagrama de Fases (American Welding Society, 1995)

Com o ciclo térmico e a repartição térmica, torna – se possível o estudo das transformações metalúrgicas no estado sólido correntes de uma junta soldada. O ciclo térmico possibilita a interpretação ou previsão das transformações, enquanto que a repartição térmica permite determinar a extensão das zonas onde se passam tais fenômenos (Cunha, 1989).

3.5 – Aspectos Metalúrgicos da Soldagem (Geometria – Microestrutura)

3.5.1 – Junta Soldada

Do ponto de vista microestrutural a junta soldada pode ser dividida em nas seguintes regiões básicas: zona fundida ou do metal de solda (ZF), zona termicamente afeta (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB). Entre as zonas ZF e ZTA, coexiste uma chamada de zona de ligação (Weiner et al, 1992). A figura (15) apresenta o desenho esquemático das regiões de uma junta soldada.

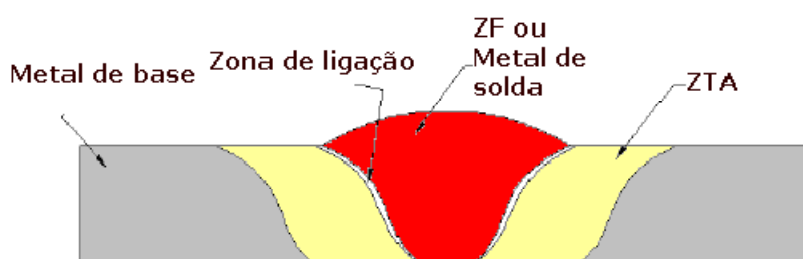


Figura 15 - Regiões de uma junta soldada (Campos, 2005)

3.5.1.1 – Zona de Fusão

Segundo Campos (2005), a zona fundida é a região onde o material fundiu – se e solidificou – se durante a soldagem. As temperaturas de pico são superiores à temperatura de fusão do metal de base.

Debroy e David (1995) dizem que normalmente os cristais que se formam na poça de fusão são nucleados na interface sólido – líquido, e crescem de forma epitaxial no sentido do gradiente de temperatura a uma taxa de solidificação máxima na direção paralela a maior extração de calor.

Assim os grãos próximos a linha de fusão é dominado por um crescimento epitaxial quando o metal de base e o metal de solda têm a mesma estrutura cristalina ou por nucleação de novos grãos quando esta estrutura cristalina é diferente.

No fenômeno da epitaxia, os grãos nucleiam e crescem, durante o resfriamento, na mesma orientação cristalográfica dos grãos parcialmente fundidos ou não fundidos.

Ao se afastar da linha de fusão a estrutura dos grãos é dominada por um crescimento competitivo em função das suas direções preferenciais de crescimento chamadas de direções de crescimento fácil.

Durante a solidificação, grãos com direção preferencial de crescimento fácil crescem na direção do máximo gradiente de temperatura, impedindo o crescimento de outros grãos cuja direção de crescimento não estão orientadas com essa direção (Campos, 2005).

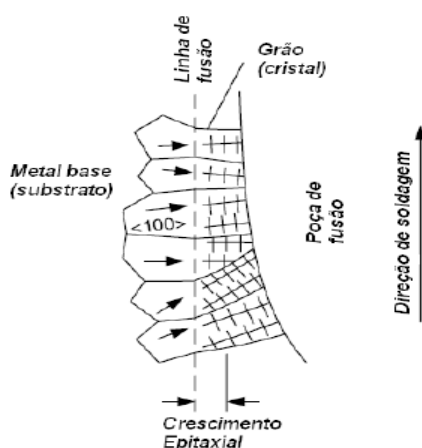


Figura 16 - Crescimento Epitaxial e Competitivo de Grãos (Kou, 2002)

Considerando que as propriedades da junta soldada são muito influenciadas pela microestrutura formada nesta região é de fundamental importância a unificação da

terminologia dos diversos constituintes, de modo que sejam evitadas ambiguidades na comparação de resultados obtidos por diferentes pesquisadores (Lundim, 1990).

Para o International Institute of Welding – IIW (1988), os constituintes mais comuns nessa região para os aços de baixo carbono são:

- Ferrita de Contorno de Grão;
- Ferrita Poligonal Intragranular;
- Ferrita com segunda fase alinhada;
- Ferrita de segunda fase não alinhada;
- Ferrita acicular;
- Agregado Ferrita carbeto (incluem Ferrita, Bainita e Constituinte Martensita-Austenita- MA);
- Martensita.

Modenesi (2004) diz que em soldas executadas em passe único a microestrutura será formada pelos produtos da decomposição da austenita durante um único ciclo de resfriamento, resultando nos constituintes acima citados. Em soldas realizadas por diversos passes a microestrutura será mais complexa sendo formadas por regiões alteradas pelos ciclos térmicos e regiões que permanecem basicamente inalteradas.

3.5.1.2 – Zona de Ligação

Conforme afirma Kou (2002), a zona de ligação compreende a região de fronteira entre a zona fundida e a ZTA. A partir dessa linha é iniciada a solidificação e o crescimento dos grãos em direção a linha central do cordão de solda.

3.5.1.3 – Zona Termicamente Afetada

A zona termicamente afetada é a região não fundida do metal de base que teve sua microestrutura e / ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico e repartição térmica durante a soldagem e está localizada ao lado da zona fundida. Esta região da solda possui uma microestrutura de difícil previsão teórica por ser heterogênea e complexa e é diretamente influenciada pela curva de resfriamento (Modenesi, 2006)

Para Colpaert (2008), a ZTA é facilmente visível por macrografia, sendo que sua extensão vai desde a região onde o aço atinge a temperatura de fusão até a distância na qual se

atinge a temperatura de pico inferior a A_{c1} . Considerando a soldagem a um único passe, a ZTA dos aços e formada pelas seguintes regiões abaixo:

- Região de Granulação Grosseira ou Região de Crescimento de Grão:** Ocorre próximo a 1200°C . A austenita grosseira dificulta a sua transformação em ferrita durante o resfriamento, isto é aumenta sua temperabilidade. É caracterizada por ferrita com morfologia em forma de placas e a presença de bainita.
- Região de Granulação Fina ou de Normalização:** Submetida a temperaturas abaixo 1200°C e A_3 . Caracterizada por uma microestrutura de granulação fina, similar a dos aços normalizados. Não é considerada crítica para a maioria dos aços, exceto para aqueles temperados e revenidos, onde ela apresenta menor resistência que o metal de base.
- Região Intercrítica:** Região na qual o material é aquecido entre A_3 e A_1 e sofre uma transformação parcial, isto é, apenas parte da estrutura é transformada em austenita, que se decompõem em seguida durante o resfriamento;
- Região Subcrítica:** Apresenta pequenas alterações microestruturais. Esta se resume basicamente a uma pequena esferoidização da perlita.

A Figura (17) apresenta um desenho esquemático das regiões da ZTA e das faixas de temperaturas a que estão submetidas:

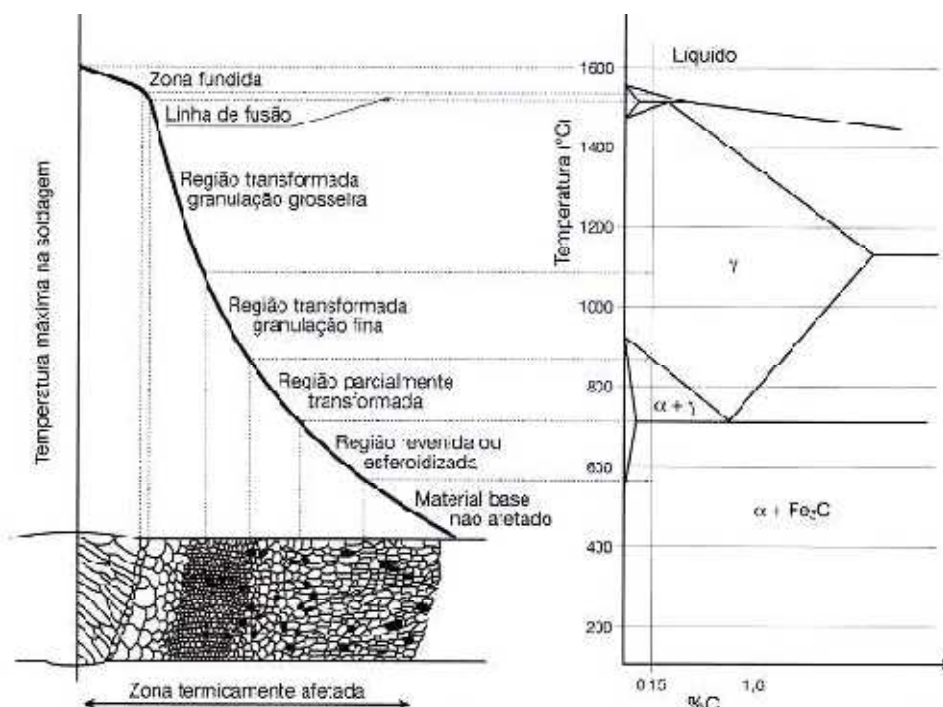


Figura 17 - Representação das regiões da ZTA (Colpaert, 2008)

Segundo Sant'Anna (2006), a microestrutura que se desenvolve nas diferentes regiões da ZTA depende da inter-relação das seguintes variáveis:

- Composição química do aço;
- Temperabilidade;
- Ciclo térmico e repartição térmica de soldagem;
- Tamanho do grão da austenita prévia;

Os possíveis constituintes da ZTA dos aços carbonos, conforme proposto pelo The Welding Institute – TWI (1984), são:

- a) Martensita: constituinte que se forma como produto final da transformação sendo normalmente promovido em função da quantidade de elemento de liga;
- b) Ferrita com martensita/austenita/carbeto: Geralmente é o constituinte mais observado em aços C-Mn, ocorrendo numa ampla faixa de calor. A segunda fase pode ser martensita, austenita, carbeto e /ou ferrita e carbeto que se apresentam alinhadas ou não.
- c) Ferrita de widmanstätten intragranular: constituinte formado a temperaturas mais elevadas e favorecido pela utilização de taxas de resfriamento muito baixa. As ripas dessa ferrita apresentam uma menor razão de aspecto que as com martensita/austenita/carbeto.
- d) Ferrita pró – eutetóide: Normalmente formado nos contornos dos grãos da austenita, especialmente em soldagens com alto aporte. É o primeiro produto de transformação a se formar na ZTA, podendo ser suprimido com adição de elemento de liga.
- e) Perlita: Formados quando utilizados aporte de calor muito elevado;
- f) Agregado ferrita- carbeto: Esse produto aparece como uma dispersão de carbetos na ferrita (incluem Ferrita, Bainita e Constituinte Martensita- Austenita- MA);

3.5.1.4 – Metal de Base

O metal de base compreende a porção da junta soldada que não foi modificada pela ação do calor durante a soldagem, brazagem, revestimento ou corte de materiais (AWS A 3.0, 2001).

É comum classificar as soldas em função da comparação do limite de escoamento ou do limite de resistência do metal de base com o metal de solda. Se o valor do limite de

escoamento ou resistência do metal de solda for maior, igual ou menor que aquele encontrado no metal de base, as soldas são ditas overmatched, evenmatched ou undermatched respectivamente. Soldas undermatched são usadas em juntas de aço de alta resistência com o objetivo de minimizar a tendência da trinca induzida pelo hidrogênio, reduzindo ou prevenindo custos com operação de pré-aquecimento. Enquanto que as soldas overmatched são usadas em componentes estruturais sob tensão (AWS D1.1, 2004).

3.5.2 – Soldabilidade da Junta

A AWS A3.0 (2001) define soldabilidade como a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação imposta por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço.

Uma boa soldabilidade está associada a poucas transformações na estrutura cristalina na execução da solda e dependem de muitos fatores como a composição química e condições termodinâmicas da junta (Meireles, 2009).

Em geral, com o aumento do teor do carbono equivalente ou presença excessiva de hidrogênio haverá uma redução na soldabilidade da junta. Na prática, a necessidade de melhorar a soldabilidade da junta é avaliada a partir de um valor de carbono equivalente maior que 0,4%, uma vez que se faz necessário pré-aquecer e /ou pós aquecer a junta para evitar a formação da martensita e minimizar o aparecimento de trincas a frio (Silva, 2009).

3.5.3 – Pré – Aquecimento

Para Teles (2003), o pré-aquecimento e o aquecimento entre passes destinam-se a aumentar o tempo de resfriamento das soldas, procurando diminuir a formação da martensita que resultaria de um resfriamento rápido, e apressar a liberação do hidrogênio retido que provocaria o surgimento de trincas.

A temperatura de pré – aquecimento depende de vários fatores como composição química e propriedades físicas do metal de base, energia de soldagem, tipo de eletrodo, espessura do metal de base, sendo função do valor do carbono equivalente. Alguns aços, particularmente aqueles possuindo carbono equivalente maior que 0,45%, podem requerer além de pré-aquecimento, pós-aquecimento (Fortes e Araújo, 2007).

O Quadro (2) apresenta valores de temperaturas de pré – aquecimento recomendadas em função do valor do carbono equivalente.

Quadro 2 - Temperatura de Pré - aquecimento x Carbono Equivalente (Fortes e Araújo, 2007)

Carbono Equivalente	Temperatura de Pré-aquecimento
Ceq (%)	
< 0,40	Opcional
0,40 – 0,45	100°C – 200°C
0,45 – 0,60	200°C – 250°C
>0,60	250°C – 300°C
Aços ferramenta, Aço Mola ou Aço de Composição Desconhecida	~ 300°C

Yurioka (2002), realizou uma comparação dos métodos utilizados para o cálculo da temperatura de preaquecimento em aços estruturais de conteúdo de carbono entre 0,034% até 0,234%, incluindo aços ARBL para dutos da classe API 5L-X80. Considerando a norma API 5L, ele concluiu que, para o aço API 5L X80, o método que calcula a temperatura mínima de pré-aquecimento por meio do carbono equivalente Pcm (Weld Metal Cracking Parameter), que avalia o potencial do aço para formar trincas por hidrogênio, é o mais apropriado, não sendo necessária a utilização de pré-aquecimento. Enquanto que o método que se utiliza do carbono equivalente do International Institute of Welding - IIW é extremamente conservador e se faz necessário o preaquecimento.

3.5.4 – Pós – Aquecimento

O Pós-aquecimento consiste do aquecimento da junta imediatamente após a solda ter sido realizada. O pós- aquecimento raramente é aplicado de forma isolada e quase sempre é conjugado com o pré-aquecimento. Normalmente é aplicado para aços altamente temperáveis (Fortes e Araújo, 2007)

3.5.5 – Trincas por Hidrogênio ou Trincas a Frio

Durante a soldagem, o hidrogênio presente nos gases de proteção, umidade do revestimento do eletrodo, sujeira ou óxidos do metal de base reduz a energia de coesão ou provoca pressões internas no interior do metal, levando a formação de trincas. A molécula se dissocia em hidrogênio atômico, que é facilmente absorvido pela poça de fusão. Parte do hidrogênio permanece dissolvida no estado sólido, enquanto parte evolui para o meio ambiente como gás (Silva Jr, 2008).

Segundo Bayley (1993), para que possam ocorrer trincas por hidrogênio é preciso que existam quatro fatores em conjunto: fonte e quantidade de hidrogênio, microestrutura

susceptível, tensões residuais de tração e temperatura abaixo de 150°C. Nenhum desses fatores isoladamente pode causar a trinca a frio, mas em geral o combate a esse tipo de falha é feito através do uso de procedimentos de soldagens que atuam na fonte e quantidade desse elemento químico associado aos tratamentos de pré e pós- aquecimento, quando necessário.

3.6 – Processos de Soldagem

Para Modenesi et al (2005) existem basicamente dois grandes grupos de processos de soldagem. O primeiro tem por base a deformação localizada das partes a serem unidas que pode ser auxiliado pelo aquecimento dessas até uma temperatura inferior a temperatura de fusão, conhecido por processo de soldagem por pressão. Neste grupo incluímos os processos de soldagem por forjamento, ultrassom, por fricção, por difusão, por explosão, etc.

O segundo grupo se baseia no uso do calor, aquecimento e fusão parcial das partes a serem unidas, denominado de processo de soldagem por fusão. Este grupo pode ser dividido em subgrupos, por exemplo, de acordo com o tipo de fonte de energia usada para fundir as peças, como os processos de soldagem a arco (fonte de energia: arco elétrico), soldagem a laser (fonte de energia: feixe de luz), soldagem a gás (fonte de energia: chama oxiacetilênica), e outros processos (Modenesi et al, 2005).

Dentre todos os processos de soldagem podemos destacar aqueles que ocorrem por fusão a arco elétrico por serem os mais usados na indústria (Modenesi et al, 2006).

Para Marques et al (2009), os principais processos de fusão a arco elétrico são a soldagem com eletrodo revestido (SMAW – Shielded Metal Arc Welding), a soldagem por arco submerso (SAW – Submerged Arc Welding), a soldagem MIG/ MAG (GMAW – Gas Metal Arc Welding), a soldagem TIG (GTAW – Gas Tungsten Arc Welding) e a soldagem por arame tubular (FCAW – Flux Core Arc Welding).

O conhecimento dos diversos processos de soldagem permite a escolha daquele mais viável, em função dos materiais e consumíveis utilizados, microestrutura que se deseja obter ou propriedades mecânicas requeridas (Marques et al, 2009).

3.6.1 – Processo de Soldagem por Arame Tubular – FCAW

No processo de soldagem a arco elétrico por arame tubular (FCAW), a coalescência dos metais é ocasionada por um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico tubular contínuo e a peça a ser soldada (Bracarense, 2004).

Como um dos mais empregados, combina as características de outros processos a arco elétrico, como o processo a arco submerso e o processo MIG/ MAG. A proteção do arco é feita pelo fluxo interno do arame que pode ser complementada por um gás de proteção. Este processo possui alta taxa de deposição e rendimento, escória que protege a solda durante a solidificação, versatilidade e facilidades de operação em ambientes abertos (Modenesi et al, 2005).

O Quadro (3) abaixo indica as principais vantagens e desvantagens desse processo.

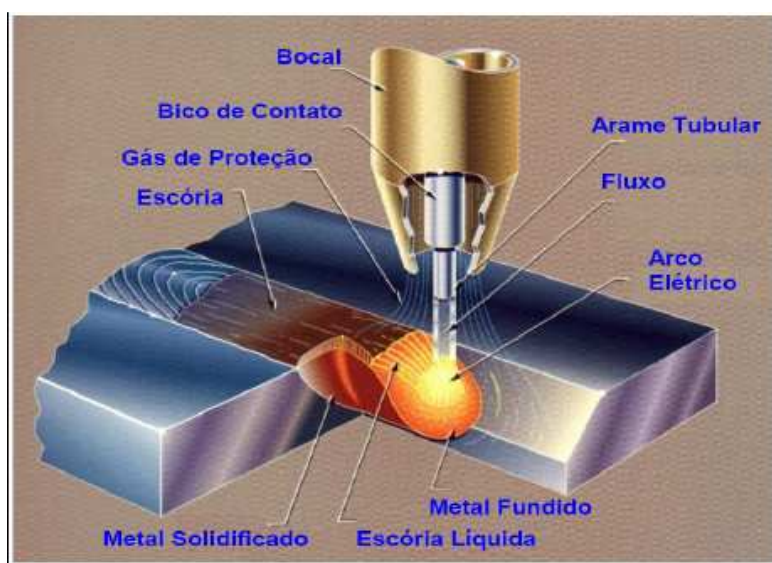
Quadro 3 - Vantagens x Desvantagens do processo FCAW (Modenesi et al, 2005)

Vantagens	Desvantagens
• Alta qualidade da solda; • Alta produtividade; • Fácil operação; • Baixo custo; • Solda grandes espessuras; • Produz menores distorções quando comparado ao processo eletrodo revestido.	• Necessita remover a escória; • Pode gerar elevada quantidade de fumos; • Limitados a metais ferrosos e ligas a base de níquel; • O Alimentador de arame e a fonte de energia devem estar próximo ao local de trabalho.

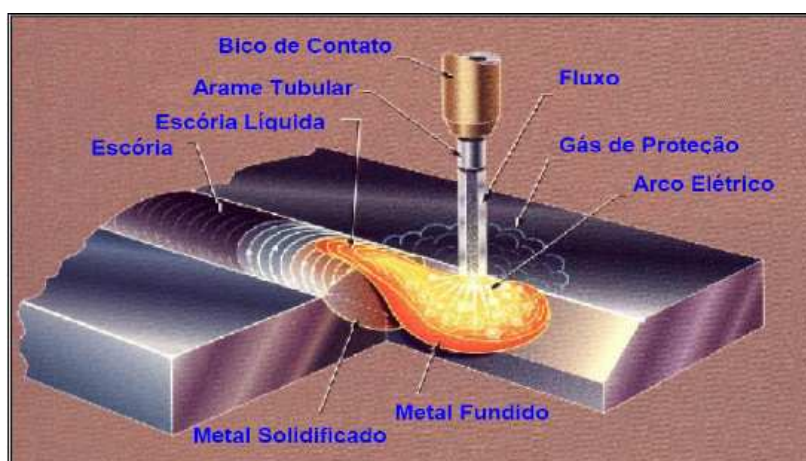
A Soldagem FCAW é utilizada para soldar aços carbono, aços de baixa liga e aços inoxidáveis na construção de vasos de pressão, tubulações para indústria química, petrolífera e geração de energia, sendo utilizado também na soldagem de algumas ligas de níquel (Bracarense, 2004).

3.6.1.1 – Variações da Soldagem por Arame Tubular

A primeira variação reside no fato da proteção do arco ocorrer pela fusão de um fluxo sólido contínuo no interior do eletrodo tubular combinado com um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa, denominado processo de soldagem por arame tubular com gás de proteção – FCAW – G. Na segunda variação a proteção ocorre apenas fluxo interno do arame que é decomposto durante a fusão do mesmo, sem a necessidade de uma fonte de gás externa, denominado de processo de soldagem por arame tubular autoprottegido – FCAW – S (Welding Handbook, 1991).



(a)



(b)

Figura 18 – Variações do processo arame tubular: a) FCAW – G e b) FCAW – S (Welding Handbook, 1991)

O processo FCAW – S pode funcionar mais efetivamente em ambientes exteriores sem a necessidade de cabines de proteção contra correntes de ar. Assim é o processo preferido na soldagem de campo, onde a influência dos ventos não afeta a qualidade do cordão de solda. O fluxo é o responsável pela estabilização do arco, pela transferência dos elementos de liga e pelo controle da escória, sendo sua composição fundamental para não gerar restrições em sua utilização (Fortes & Araújo, 2004).

Conforme Welding Handbook (1991), os arames tubulares autoprottegido utilizam uma maior extensão de eletrodo que os arames com proteção gasosa, o que aumenta a resistência a passagem da corrente por efeito Joule, pré-aquecendo o eletrodo e diminuindo a tensão requerida no arco. Em função disso, a corrente de soldagem diminui e reduz o calor disponível para fundir o metal de base, resultando numa solda estreita e rasa. Em certos tipos de eletrodo usa – se a polaridade direta o que pode fornecer um menor poder de penetração ao processo.

3.6.1.2 – Equipamento Utilizado na Soldagem FCAW

Geralmente são constituídos por fonte de energia, sistema de alimentação de arame e tocha, sendo bastante semelhante ao utilizado na soldagem MIG/MAG. Segundo Lima et al (2006), devem ser feitas as seguintes ressalvas quando comparado ao equipamento MIG/MAG:

- A fonte deve ter a capacidade de gerar maiores intensidades de correntes;
- As pistolas, em casos onde a intensidade de corrente é elevada, são usualmente refrigeradas com água ou ar;
- No sistema autoprottegido, o sistema para o gás de proteção é inexistente

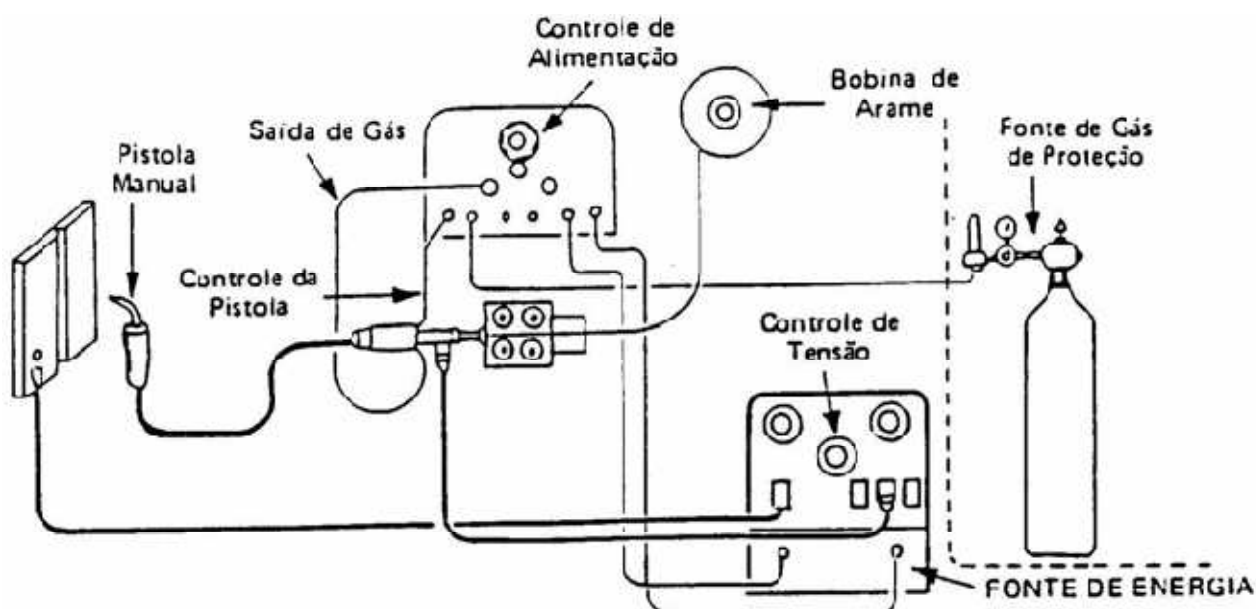


Figura 19 - Esquema do equipamento utilizado na soldagem por arame tubular (Lima et al, 2006)

3.6.1.3 – Parâmetros da Soldagem FCAW

No processo FCAW os principais parâmetros da soldagem são: a corrente e polaridade utilizada, a tensão de soldagem, a velocidade de soldagem e o comprimento energizado do eletrodo (stick out) e a velocidade de alimentação dos gases de proteção (Machado, 1996).

A corrente de soldagem usualmente utilizada é do tipo contínua e segundo Bracarense (2004), a mesma é proporcional a velocidade de alimentação do arame para um determinado diâmetro, composição e extensão do eletrodo. Além disso, a corrente de soldagem também é proporcional a penetração do cordão de solda (AWS, Welding Handbook, 1991).

Para Quites (2002), se as outras variáveis forem mantidas constantes, o aumento excessivo da corrente de soldagem irá provocar aumento da taxa de deposição do eletrodo e da penetração, com um cordão de solda convexo de aparência ruim. Por outro lado, uma corrente insuficiente irá produzir transferência do tipo globular, respingos excessivos e porosidade no metal solda devido à absorção de hidrogênio (quando soldado com arame tubular autoprotetido)

Quanto à polaridade da corrente, podemos ter a direta, conhecida por CC^- , onde o eletrodo é negativo e possui características de baixa penetração e uma menor quantidade de calor a peça. Além da polaridade reversa, conhecida por CC^+ , com maiores penetrações e quantidade de calor fornecido a peça, sendo as mais utilizadas nos processos a arco elétrico, exceto nos processos TIG e FCAW-S (Quites, 2002).

Na polaridade direta 70% do calor gerado é transferido ao eletrodo e 30% ao metal de base. As proporções são invertidas para a polaridade inversa (Valim, 2005).

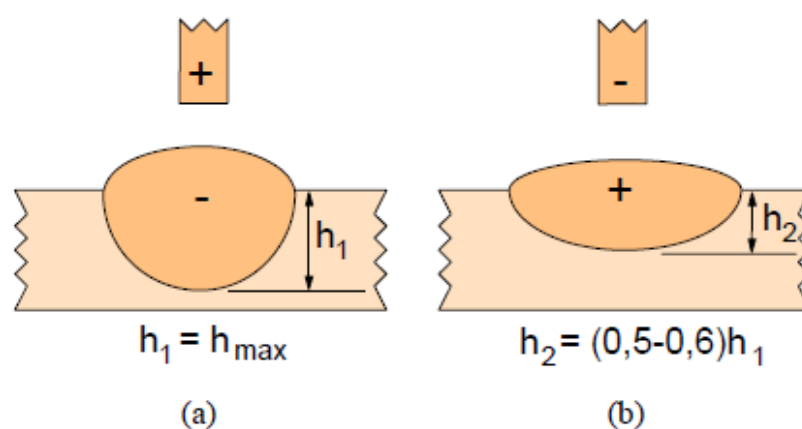


Figura 20 – Influência da polaridade na penetração: (a) Pol. inversa CC^+ b) Pol. direta CC^- (Valim, 2005).

A tensão do arco e o seu comprimento estão diretamente relacionados. Altas tensões (comprimento de arco maior) podem resultar respingos excessivos e contorno irregular do cordão de solda. Em eletrodos autoprotetido, o aumento da tensão pode provocar aumento na absorção de hidrogênio. Com eletrodo de aço baixo carbono pode causar porosidade. Em eletrodos de aço inoxidável podem originar trincas pela redução do teor de ferrita no metal depositado. Tensões baixas (arco menor) resultarão em uma superfície estreita, excesso de respingos e redução de penetração (Bracarense, 2004).

De uma maneira mais geral, tensões de arco menores que 22V favorecem a transferência por curto circuito, dependendo da corrente utilizada. Acima desse valor, a transferência é globular ou por pulverização axial, conforme a corrente de soldagem esteja abaixo ou acima da corrente de transição, conforme Brandi (1992).

A velocidade de soldagem influencia na penetração e contorno do cordão. Para altas velocidades de soldagem a penetração é baixa. Baixas velocidades e altas correntes podem resultar na ocorrência de inclusões de escórias e fusão do metal de base (Quites, 2002).

Para o comprimento energizado do eletrodo, quanto maior for o mesmo, maior será o calor gerado pelo efeito Joule e conseqüente aumento na taxa de fusão do material. Se o comprimento energizado do eletrodo for pequeno, o pré – aquecimento do fluxo é insuficiente e a produção de gases não é adequada à proteção do banho de fusão (Quites, 2002).

Os gases de proteção afetam diretamente a qualidade da solda. Para uma vazão inadequada e baixa proteção a poça de fusão aumenta a possibilidades de a solda conter poros e oxidação. Enquanto que uma vazão excessiva resultará aumento de impurezas e turbulência na solda final (Bracarense, 2004).

3.6.1.4 – Modos de Transferência da Soldagem com Arame Tubular

Em função das similaridades, os modos de transferência que ocorrem no processo FCAW são praticamente os mesmos que ocorrem na soldagem GMAW (curto circuito, globular, por spray (aerossol), e spray pulsado). A corrente de soldagem e sua intensidade, a tensão utilizada, diâmetro e composição do eletrodo, gás de proteção e potência do equipamento de solda são os principais fatores que o influenciam (Aquino Filho, 2011).

Para Lima et al (2006) os modos de transferências possuem as seguintes características:

- Curto Circuito: Constante processo de extinção e reacendimento do arco elétrico. Permite a soldagem em todas as posições, mas com grandes quantidades de respingos;
- Globular: Considerada como transferência típica dos arames tubulares, ocorrendo em correntes mais baixas do que na transferência por spray e com grande incidência de respingos nas soldas.
- Spray ou por pulverização: Estabelece altas intensidades de correntes e altas tensões de arco para um determinado diâmetro de eletrodo. Para elevadas taxas de deposição a mesma se restringe apenas para a posição plana. Um problema gerado por este tipo de transferência é a possibilidade de ocorrência de falta de fusão, devido o jato metálico ser direcionado para regiões que não foram suficientemente aquecidas.
- Arco pulsante: É um tipo de transferência por spray sintético, obtida pela pulsação da corrente entre dois níveis pré estabelecidos: uma corrente de base baixa o suficiente para manter estável o arco elétrico e resfriar a poça de fusão, e uma corrente de pico, superior a corrente de transição globular – spray. Por este motivo a corrente de soldagem é baixa, facilitando a soldagem com arames de grandes diâmetros fora da posição plana.

3.6.1.5 – Consumíveis da Soldagem FCAW (Massa de Entrada e Contaminantes)

Os consumíveis do processo de soldagem em questão são os eletrodos e os gases de proteção. Os eletrodos são arames tubulares ocos com alma formada por um fluxo fusível de baixo teor de hidrogênio. O fluxo interno também pode atuar como desoxidante através da escória formada, acrescentar elementos de liga ao metal de solda e ajudar a estabilizar o arco. Quando o gás protetor for de natureza ativa, devem estar presentes na composição química do eletrodo elementos desoxidantes, tais como o Mn e o Si. No caso de arames autoprotetido, existe na composição química do fluxo a presença do alumínio (Ordoñez, 2004).

As especificações AWS A5.20 , A5.29 e A5.22 classificam os arames tubulares para os aços carbono, aços de baixa liga e aços inoxidáveis respectivamente. A figura (21) apresenta a classificação AWS A5. 20 que se difere da A5. 29 apenas pelo acréscimo a esta classificação, após a letra T, um número que indica a composição química do metal depositado.



Figura 21 - Sistema de Classificação AWS para consumíveis de aço carbono e baixa liga (Bracarense, 2004)

Os gases de proteção têm a função de proteger a poça de fusão, expulsando o ar atmosférico da região de soldagem, promovendo uma atmosfera conveniente e ionizável para o arco elétrico. Os tipos normalmente utilizados são: inertes como o argônio e o hélio, ou então ativos como o dióxido de carbono, podendo ocorrer a mistura destes (Modenesi et al, 2005).

Para Bracarense (2004), o uso de misturas de gases combina vantagens separadas de dois ou mais gases. Assim o aumento proporcional de um gás inerte aumenta a eficiência da transferência dos desoxidantes que estão no arame, por outro lado diminui o poder de penetração. A mistura de gases mais usada na soldagem FCAW é composta por 75% de Argônio e 25% de CO₂ que proporciona alto limite de escoamento e resistência a tração, comparado com metal depositado com 100% de proteção de CO₂.

3.6.1.7 – Descontinuidades Induzidas pelo Processo FCAW (Descontinuidades)

A qualidade da solda desse processo depende do tipo de eletrodo utilizado, do método (com proteção gasosa ou autoprottegido), das condições do metal de base, do projeto da junta e do procedimento de soldagem (Bracarense, 2004).

A ocorrência de descontinuidades está diretamente relacionada a procedimentos e práticas inadequadas. Abaixo segue os principais problemas de soldagem induzidos no processo FCAW e suas possíveis causas (Lima et al, 2006):

- a) Falta de fusão: Geralmente ligada incorreta limpeza do metal de base e a transferência por curto circuito;
- b) Falta de penetração: Baixa corrente e/ou alta velocidade de soldagem, também ligada à transferência por curto circuito, podendo ainda surgir por preparação inadequada do chanfro ou erro na configuração da junta escolhida pelo projeto;
- c) Inclusão de escória: Deficiência do soldador no processo de remoção da escória, alta velocidade de soldagem ou projeto inadequado da junta;
- d) Mordedura - Inabilidade do soldador, corrente elevada e/ou baixa velocidade de soldagem;
- e) Poros e porosidade - Surgem quando a velocidade de soldagem é elevada, não permitindo a difusão dos gases pelo cordão. Na soldagem com proteção gasosa, podem ser causadas por uma vazão de gás inadequada ou por ventos no local de soldagem, o que impede uma proteção efetiva da poça de fusão. Podem ocorrer ainda quando são utilizadas misturas ricas em Ar em soldagem de chapas grossas. Tensões elevadas utilizadas na soldagem.
- f) Sobreposição - Inabilidade do soldador e transferência por curto circuito;
- g) Trincas - Normalmente são oriundas de técnicas de soldagem e/ou preparação inadequadas. Há que se considerar a formação de fases pré fusíveis, resultantes das combinações de elementos desoxidantes com o oxigênio que podem ocasionar trincas à quente.

3.7 – Ensaios Mecânicos na Soldagem (Propriedades Requeridas)

Os ensaios mecânicos promovem o estudo das propriedades requeridas através de condições estabelecidas por normas técnicas para que os resultados possam ser repetidos e comparados (Souza, 1982).

Quanto à integridade dos materiais, os ensaios podem ser divididos em não destrutivos, quando não compromete a integridade do material, como o ensaio ultrassom, radiografia, etc., e destrutivos quando compromete a integridade do material, como os ensaios de macro e micrografia, tração, impacto, dureza, etc (Silva Jr e Marques, 2006).

Para Souza (1982), a escolha do ensaio mecânico mais interessante ou mais adequado depende da finalidade do material, dos tipos de esforços que esse material vai sofrer e das propriedades mecânicas desejáveis.

3.7.1 – Ensaios Macrográfico e Micrográfico

Maliska (2004) diz que durante a fase de produção ou análise de materiais, quase sempre se torna necessário verificar sua estrutura, seja ela de forma macro ou micrográfica. Esta análise é muito importante, pois permite:

- Entender as correlações entre estrutura – descontinuidades / defeitos – propriedades;
- Predizer as propriedades do material quando estas correlações são estabelecidas;

Para Colpaert (2008), o ensaio de macrografia analisa a secção de uma peça previamente, polida e atacada por um reagente específico e apropriado para cada tipo de material, de modo a expor à vista desarmada ou com auxílio de lupa a macroestrutura de uma peça em análise.

Com o ensaio macrográfico estamos interessados em verificar a geometria e a organização do cordão de solda, a presença ou não de descontinuidades / defeitos, a região de transição entre o metal de base, o metal de solda e a ZTA. O registro desse ensaio é feito através de fotografias (Colpaert, 2008).



Figura 22 - Exemplo de Macrografia de uma solda (Colpaert, 2008)

O ensaio de micrografia se utiliza do auxílio do microscópio e visa determinar os constituintes a textura dos materiais. Este estudo é feito em superfícies previamente polidas e, em geral, atacadas por um reativo adequado (Colpaert, 2008).

Para Maliska (2004), as técnicas mais utilizadas para este tipo de análise são a microscopia ótica e eletrônica.

No caso da microscopia ótica, o contraste da imagem é o resultado da diferença de refletividade da luz nas diversas regiões da microestrutura, com um aumento máximo de até 2.000 vezes. Na microscopia eletrônica, o volume analisado é irradiado por um feixe fino de elétrons ao invés da radiação da luz, podendo se atingir um aumento de até 900.000 vezes, mas que para análise dos aços, normalmente, o aumento é da ordem de 10.000 vezes (Maliska, 2004).

3.7.2 – Ensaio de Tração

O ensaio de tração no processo de soldagem é normalmente executado através de corpos de prova com a finalidade de promover a deformação destes na direção do esforço até o rompimento e medir as propriedades mecânicas obtidas pela junta no final do processo. Essas propriedades estão relacionadas diretamente com as propriedades mecânicas do metal de base, da zona termicamente afetada, do material de solda aplicado, da geometria da junta e das tensões residuais encontradas (Guedes, 2009).

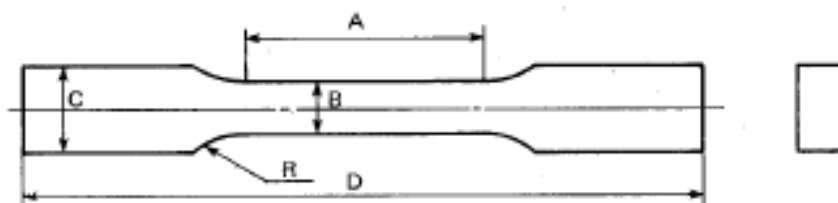


Figura 23 - Exemplo de corpo de prova para o ensaio de tração (Souza, 1982)

Segundo Souza (1982), as propriedades mecânicas, geralmente obtidas no ensaio de tração são:

- a) Limite de Resistência (L_r): Tensão máxima suportada pelo material;
- b) Limite de Escoamento (L_e): Tensão que marca a transição da deformação elástica para a deformação plástica;

- c) Limite de Escoamento Convencional (L_n): Calculado por meio do gráfico tensão x deformação, quando não é possível calcular o limite de escoamento;
- d) Alongamento do corpo de prova (ϵ): Expresso em percentual;
- e) Estricção (ϕ): Expressa em percentual, calcula a diminuição da seção transversal do corpo de prova.

As propriedades acima são as mais simples de se determinar. Entretanto, outras propriedades dos materiais podem ser calculadas pelo ensaio de tração, como por exemplo o limite elástico, o limite de proporcionalidade, tenacidade e resiliência (Souza, 1982).

Na figura (24), seguem exemplos de gráficos obtidos pelo ensaio de tração em função da tensão aplicada e da deformação do corpo de prova.

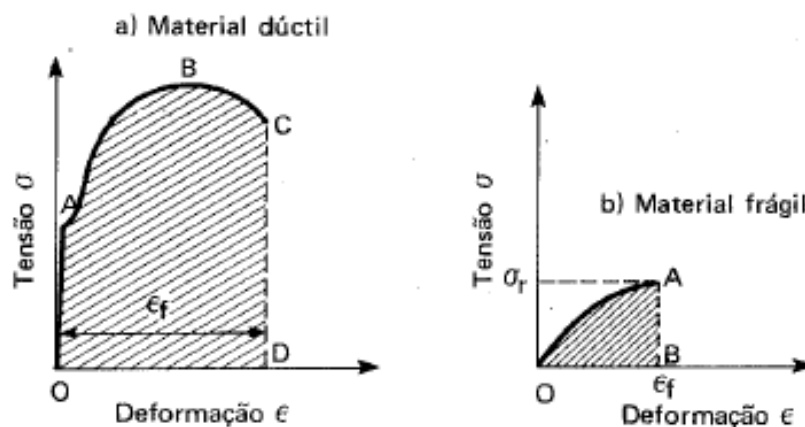


Figura 24 - Gráficos Tensão x Deformação: a) Material dúctil e b) Material frágil (Souza, 1982)

Nas juntas soldadas, a resistência a tração e ductilidade do metal de solda, são geralmente maiores que as encontradas no metal de base, desde que a solda seja isenta de defeitos, originada de um correto procedimento de soldagem (Guedes, 2009).

3.7.3 – Ensaio de Dureza

A propriedade mecânica denominada dureza é largamente utilizada, na especificação dos materiais, nos estudos e pesquisas mecânicas e metalúrgicas e na comparação de diversos materiais. A dureza é a resistência a penetração de um metal duro no outro, sendo este tipo de classificação a mais citada nas especificações técnicas (Souza, 1982).

Os ensaios de dureza são executados em equipamentos de penetração correlacionados a deformação e resistência dos materiais.

Segundo Ordoñez et al (2010), na medição da dureza de juntas de dutos são normalmente usados os ensaios de dureza Brinell, Rockwell ou Vickers. O primeiro é mais utilizado em medições no campo e os dois últimos são empregados em nível de laboratório.

Para Souza (1982), o ensaio de dureza Vickers consiste da aplicação de um penetrador piramidal de base quadrada com um ângulo de 136° entre as faces opostas, por meio de cargas que podem variar de 1 a 120 kg e apresentar valores de impressões semelhantes à dureza Brinell. A dureza Vickers é calculada pela razão da carga aplicada (Q) pela área da superfície piramidal medidas a partir das médias de suas diagonais impressas num losângulo regular (L) cuja expressão é dada abaixo:

$$HV = 2Q \sin(136/2) / L^2 = 1,8544Q / L^2 \text{ (kgf/mm}^2\text{)}, \text{ onde}$$

Q = Carga aplicada (kgf);

L = Média das diagonais impressas num losângulo regular (mm²)

A Figura (25) apresenta o esquema do penetrador e da impressão Vickers:

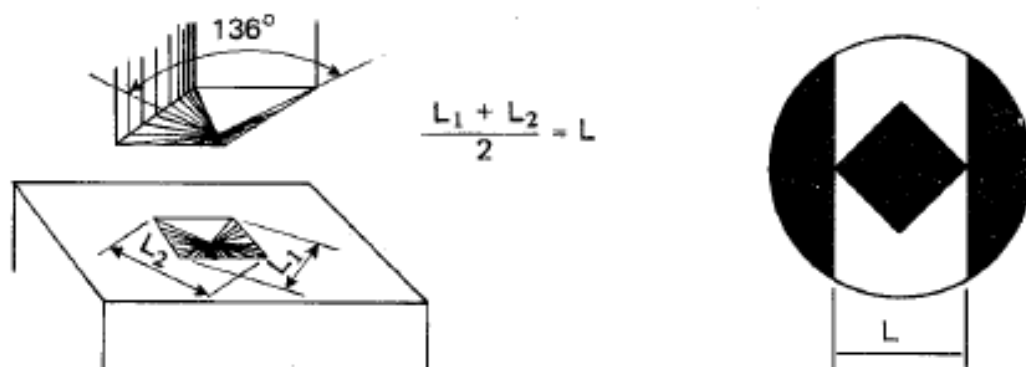


Figura 25 - Penetrador e impressão vickers (Souza, 1982)

Para Santos Neto (2003), a dureza na soldagem é influenciada pela composição química do metal de base e do metal de adição, pelos efeitos metalúrgicos do processo de soldagem, pelo histórico de conformação mecânica e pelo grau do tratamento térmico. Ela pode apresentar vários comportamentos, dependendo dos ciclos térmicos impostos durante a soldagem, a composição química dos metais de adição e a equivalência entre as propriedades mecânicas dos metais de adição e metal de base.

Com o aumento da energia de soldagem e a conseqüente diminuição da taxa de resfriamento, há a tendência de formação de uma maior ZTA e microconstituintes de menor dureza. Elevadas taxas de resfriamento e a composição de grãos grosseiros podem promover a

formação de microconstituintes frágeis e duros no metal fundido e na ZTA dos aços soldados (Santos Neto, 2003).

Para Mohandas et al (1999), os aços de alta resistência e baixo carbono, quando soldados, tendem a perder dureza na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA). Esta região exibirá baixa dureza e, portanto, baixa resistência. Enquanto que Tsay et al (2001), manifestaram que especialmente na zona adjacente à linha de fusão, a ZTA é endurecida, como consequência do processo de soldagem.

3.8 – Simulador Termomecânico (STM)

Um simulador termomecânico é um equipamento que permite obter condições termodinâmicas próximas às condições reais dos processos e este tipo de recurso tem sido utilizado em vários trabalhos de pesquisa (Cabral, 2007).

Silva Jr. (2008) diz que qualquer ciclo térmico de soldagem pode ser simulado em corpos de prova através dos simuladores termomecânicos, pois estes promovem o aquecimento controlado das amostras com aplicação de esforços mecânicos simultâneos, sendo os dados coletados por um micro computador.

Para Cabral (2007), o controle da temperatura nos simuladores termomecânicos pode ser feito por meio de termopares ou por pirômetros de infravermelhos, permitindo desta forma, a simulação de ciclos de aquecimento e ou resfriamento complexos.

O estudo dos ciclos térmicos por simuladores termomecânicos é utilizado, por exemplo, na análise da zona termicamente afetada de uma solda. Simulações físicas da zona termicamente afetada por meio de simuladores termomecânicos são utilizadas na indústria desde 1950, sendo o primeiro modelo comercial chamado de Gleeble e manufaturado nos Estados Unidos (Ferguson et al, 2008).

A grande vantagem da simulação das condições termodinâmicas para um ponto considerado da ZTA é possibilitar o conhecimento das propriedades mecânicas deste ponto, por meio de um corpo de prova contendo em toda a sua extensão as condições microestruturais de um único ponto.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

As transformações microestruturais de diferentes pontos de uma ZTA do aço API 5L X80 soldadas pelo processo de arame tubular autoprotetido foram simuladas a partir de resfriamento contínuo de amostras deste aço submetidas às mesmas condições termodinâmicas encontradas em soldas reais.

A metodologia utilizada para a reprodução das condições termodinâmicas necessárias a simulação do ciclo térmico foi baseada naquela apresentada por Silva Jr et al (2010), para a simulação das transformações de fase em pontos da ZTA de juntas soldadas do aço API 5L X70. Sendo o resfriamento feito através de um simulador termomecânico (STM), desenvolvido por Silva Jr (2008), quando do estudo das transformações de fase em ZTAs para o aço API 5L X70.

O planejamento do experimento ocorreu em função das principais variáveis de controle da soldagem, da reprodução da curva de resfriamento de uma ZTA real, e das propriedades mecânicas utilizadas para avaliar o desempenho das amostras, sendo relatadas neste capítulo.

4.1 – Material de Base

O material objeto deste estudo foi originado de anéis de tubos de aço costurado API 5L X80 de 864 mm de diâmetro nominal, 200 mm de largura e 19 mm de espessura de parede, cedido pela empresa Tenaris Confab à UFPE.

Os quadros (4) e (5) abaixo apresentam as propriedades mecânicas e a composição química para o material como recebido, fornecidos pela Tenaris Confab. Além disso, o quadro (6) apresenta os valores de temperaturas do início e fim das transformações de fase do Fe (α) para o Fe (γ) e vice – versa.

Quadro 4 – Propriedade mecânica do aço API 5L X80 como recebido

Propriedades mecânicas do aço API 5L X80	
Le (MPa)	570
Lr (MPa)	690
Alongamento (%)	30
Dureza Vickers	260 HV20
Le – Limite de escoamento; Lr – Limite de resistência	

Quadro 5 – Composição química do aço API 5L X80 como recebido

Composição química do aço API 5L X80												
Elemento de Liga	C	S	N	O	Al	Si	P	Ti	V	Cr	Mn	Ni
Concentração em Peso (%)	0.03	0.004	0.0065	NR	0.029	0.21	0.016	0.015	0.025	0.161	1.76	0.014
Elemento de Liga	Cu	Nb	Mo	B	Ca	(A)	(B)	(C)	(D)	(E)	PCM	CE
Concentração em Peso (%)	0.01	0.069	0.189	0.0001	0.003	0.11	0.09	0.37	4.6	0.38	0.15	0.40
(A) = Nb+V+Ti												
(B) = V + Nb												
(C) = Cr + Ni + Cu + Mo												
(D) = Al / N												
(E) = C + Mn/5												
CE _{pcm} = C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + B*5 = 0,15 %												
CE _{pcm} – Carbono equivalente calculado (Weld Metal Cracking Parameter)												

Quadro 6 – Temperaturas de início e fim das transformações de fase Fe (α) para Fe (γ) e vice – versa do aço API 5L X80 como recebido (Pedrosa, 2012)

Taxa de atuação	Transformação de Fase ferrita >> austenita (Aquecimento)		Transformação de Fase austenita >> ferrita (Resfriamento)	
	T início	T fim	T início	T fim
5°C/min	740°C	890°C	785°C	685°C
10°C/min	740°C	890°C	775°C	675°C
15°C/min	740°C	890°C	765°C	675°C

Inicialmente os anéis dos tubos foram reduzidos a frações tubulares pelo processo de oxi – corte conforme apresentado nas figuras (26) e (27).

**Figura 26 – Anéis tubulares API 5L X80**

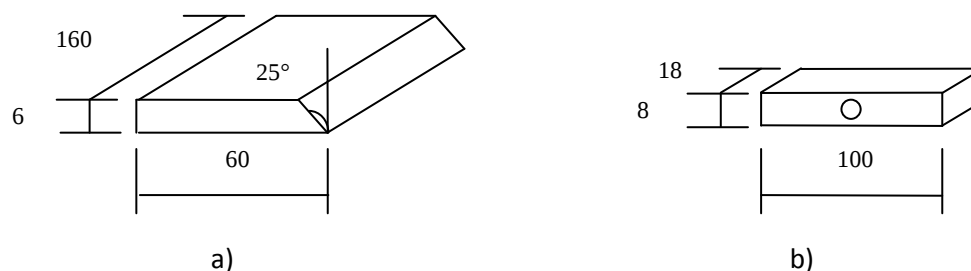


Figura 27 – Fracionamento dos anéis dos tubos pelo processo de oxi-corte

Em seguida, foram confeccionadas 6 chapas para utilização na junta soldada real, aplainadas, chanfradas e fresadas a partir de uma das extremidades com um ângulo de bisel de 25° e dimensões de $160 \times 60 \times 6$ mm. Essas dimensões foram escolhidas para viabilizar a execução das soldas em passe único e em função dos bons resultados obtidos no trabalho realizado por Aquino Filho (2010) em soldas semelhantes.

Além desses também foram preparados 20 corpos de prova em forma de barras retangulares com furo cilíndrico no centro de $\varnothing 1,6$ mm, aplainadas, fresadas e retificadas, para a utilização na simulação da curva de resfriamento da ZTA, com dimensões de $100 \times 18 \times 8$ mm. As dimensões dos corpos de provas de reprodução das curvas foram criadas visando à redução dos mesmos para se adequarem as dimensões normatizadas dos ensaios de tração, dureza, macrografia e micrografia.

As figuras (28) e (29) ilustram os corpos de prova acima citados.



Para ambas as peças: Paralelismo ($//$) e Perpendicularidade ($\perp$) = 0, 1 mm

Figura 28 – Esquema: a) Chapas para as juntas a serem soldadas b) Corpos de prova para reprodução das curvas de resfriamento.

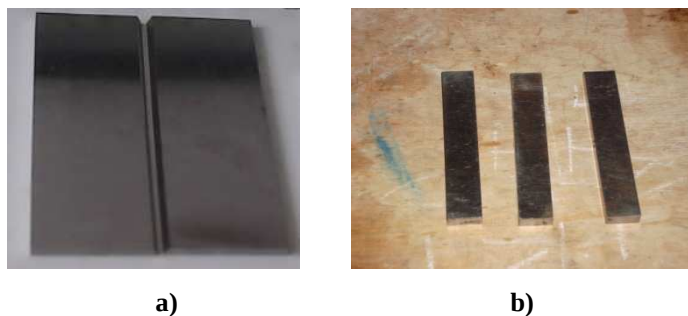


Figura 29 – Exemplos: a) Chapas para as juntas a serem soldadas b) Corpos de prova para reprodução das curvas de resfriamento.

4.2 – Soldagem Realizada

O próximo passo foi a execução de 3 (três) soldas reais para se obter as curvas de resfriamentos em 5 (cinco) diferentes pontos da ZTA. A partir dessas curvas pode – se definir o valor médio da velocidade de resfriamento a ser usada no resfriamento contínuo das amostras.

Para o levantamento dessas curvas de resfriamento foi utilizado um microcomputador, termopares identificados e um aparelho registrador digital de temperatura x tempo conforme figura (30).



Figura 30 – Foto dos equipamentos utilizados para obtenção do ciclo de soldagem

Cinco termopares de cromel - alumel (K) de 0,1 mm de diâmetro foram soldados na raiz da junta para fornecer a temperatura no ponto de implante durante a soldagem das peças.

Para a coleta dos dados e obtenção das curvas de resfriamento, o primeiro termopar foi afastado de 1 mm em relação a borda do chanfro da junta, e o quinto a 5 mm da mesma borda. Entre um termopar e outro houve um incremento de 1 mm em relação à borda de referência e conseqüentemente ao centro da solda, de forma que toda a região da ZTA fosse

estudada. Além disso, o espaçamento entre termopares foi de 20 mm, com o primeiro e o último termopar afastado a 30 mm das extremidades para evitar problemas com a abertura e fechamento do arco elétrico, vide figuras (31) a (32).

Os sinais emitidos pelos termopares eram captados pelo registrador Data Taker DT 80, figura (33), que em conjunto com um microcomputador registrava os dados em uma planilha Excel para posterior tratamento estatístico.

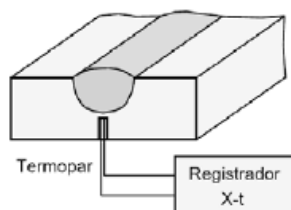


Figura 31 – Esquema da colocação dos termopares na junta soldada

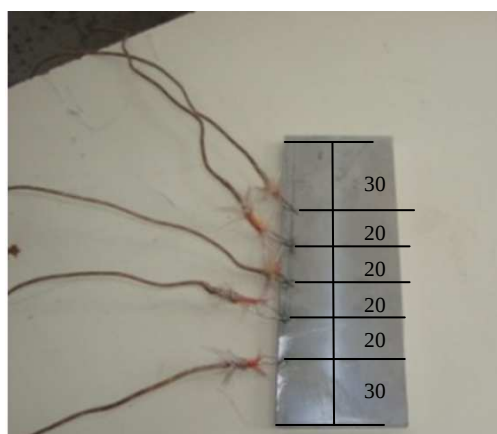


Figura 32 – Foto detalhe da colocação dos termopares na junta soldada



Figura 33– Foto detalhe do registrador de dados Data Taker DT 80

4.2.1 – Consumíveis

“O consumível utilizado no presente trabalho, de acordo com a AWS 5.20, foi o arame eletrodo E71T – 8JH8 de 1/16”, isto é, corresponde a um eletrodo tubular de 1,58 mm de diâmetro, 483 MPa de limite de resistência mínima, utilizado na soldagem de todas as posições, em passe simples ou em múltiplos passes, sem proteção gasosa, corrente contínua polaridade direta (CC⁺), com módulo de transferência globular, de alta resistência ao impacto no cordão de solda a baixa temperatura e alta resistência a trinca, com nível de hidrogênio menor que 8 mL/100g.

De acordo com o fabricante Hobart Brothers Company, o consumível acima citado possui as seguintes características descritas nos quadros (7) a (9) abaixo:

Quadro 7 – Composição química do arame eletrodo E71T – 8JH8 (Hobart, 2009)

Composição Química do E71T – 8JH8					
C	Mn	Si	P	S	AL
0,19	0,51	0,17	0,009	0,006	1,51

Quadro 8 – Propriedades mecânicas do arame eletrodo E71T – 8JH8 (Hobart, 2009)

Propriedades mecânicas do E71T – 8JH8	
Le (MPa)	470
Lr (MPa)	580
Alongamento (%)	25
Resistência ao Impacto	42J a -40°C
Difusibilidade (H)	6,7mL/100g
Le– Limite de escoamento; Lr – Limite de ruptura mínimo	

Quadro 9 – Dados de operação do arame eletrodo E71T – 8JH8 (Hobart, 2009)

Dados de operação do E71T – 8JH8			
Diâmetro do Eletrodo	Faixa de Corrente (CC ⁺)	Faixa da Tensão	Faixa do Stick Out
1,6mm	140 – 300 A	18 – 23 V	25 – 30 mm

Como pode ser observado, comparando-se o quadro 4 com o quadro 8, a resistência mecânica do arame eletrodo é inferior a do metal de base. A seleção desse arame baseou-se no fato do metal de base possuir limite de escoamento maior do que 485 MPa, o que permite a

seleção de arames tubulares com resistência menor que a do metal de base, utilizando a técnica conhecida como “undermatched” (Miller et al, 2002).

4.2.2 – Equipamento de Soldagem

O equipamento de soldagem foi uma fonte de tensão da White Martins do tipo tombante, isto é para variações no arco voltaico, não haverá grandes mudanças nos valores da corrente elétrica, em função da soldagem manual executada, comumente empregada nos processos de soldagem GMAW e FCAW. Este equipamento opera numa faixa de tensão que vai de 0 a 50 V e numa faixa de corrente contínua de 0 a 400 A. A figura (34) ilustra a fonte de tensão utilizada.



Figura 34 – Fonte de Energia VI 600

4.2.3 – Procedimento de Soldagem

Foi utilizado um procedimento de soldagem que seguiu a norma ASME IX (2010) e que contemplou as soldas executadas em passe único, numa junta de topo em V, com abertura de raiz de 2 mm, conforme figura (35).

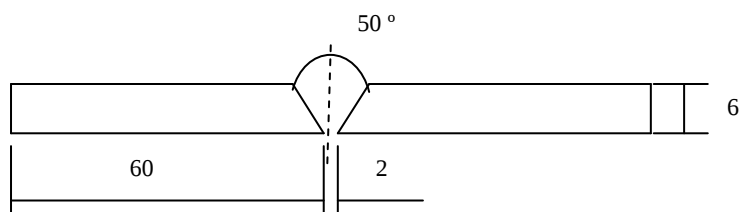


Figura 35 – Esquema da junta soldada do experimento

Os parâmetros de soldagem utilizados foram iguais em todas as três soldas obtidas e se encontram descritos no quadro (10), sendo que o valor de controle adotado foi o aporte térmico. A velocidade de soldagem e consequentemente o aporte térmico foram medidos a partir do tempo de execução da solda em função do seu comprimento de 160 mm.

As variações de corrente e tensão, em seus valores máximos e mínimos atingidos foram anotados, sendo possível estimar o valor médio de intensidade de corrente com a qual se executou o passe em cada amostra.

As soldas foram executadas em temperatura ambiente de 30°C considerando as recomendações a respeito do carbono equivalente menor 0,4%, não havendo necessidade de pré ou pós-aquecimento.

Quadro 10 – Parâmetros da soldagem utilizados no experimento

Parâmetros de soldagem	
Tensão (V)	20 – 23
Corrente (A)	140 – 150
Polaridade	CC ⁻
Velocidade de avanço (mm/s)	2,13 – 3,24
Eficiência Térmica do FCAW - S	0,8
Aporte térmico (KJ/mm)	0,85 – 1,05
Extensão do arame (mm)	25 – 30
Tipo de ajustagem	Fixadores
Posição de Soldagem	Plana e Horizontal (1G)
Método de Limpeza	Escova de aço

As condições de soldagem foram laboratoriais, sendo as soldas realizadas no laboratório de produção mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE, buscando – se a maior similaridade possível, entre os experimentos. Foram consideradas a energia da soldagem, a estabilidade do arco e a realização do cordão de solda com soldador qualificado. As figuras (36) e (37) ilustram as soldagens realizadas.



Figura 36 – Posicionamento do corpo de prova para soldagem



Figura 37– Foto de cordão de solda imediatamente após a soldagem

Após a obtenção das soldas, verificou – se, por macrografia, a real dimensão da zona termicamente afetada de 4 mm em relação à borda do chanfro. A partir daí, determinou – se que somente as quatro primeiras curvas de resfriamento levantadas, das cinco obtidas, eram representativas para o experimento.

As macrografias foram preparadas no laboratório de caracterização estrutural do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE usando de amostras da solda, cortadas e lixadas e polidas manualmente em máquinas rotativas modelo APL – 4 da Arotec.

As lixas utilizadas foram de granulometria de 200, 400, 600, 800 e 1000 mesh, com mudanças de direções de lixamento a 90°, quando da passagem para lixas de menor granulação. O polimento foi realizado com pasta de diamante de 1 μ m para posterior ataque químico com nital a 3% durante 15 s, e posterior lavagem e secagem das amostras. Na figura (38) é ilustrada a macrografia da ZTA de uma das soldas produzidas.



Figura 38 – Macrografia da ZTA de uma das soldas produzidas

O passo seguinte foi a determinação da taxa de resfriamento através das curvas do ciclo térmico de cada ponto da ZTA.

Para o intervalo de temperatura entre 800°C e 500°C (Δt_{8-5}), onde ocorre as principais transformações de fases dos aços, foram obtidas as equações das curvas e de suas derivadas, aproximando os pontos do ciclo térmico obtido através de um polinômio de grau 2, por ser o polinômio que passa pela maioria desses pontos.

Em seguida foram determinados os pontos relativos às temperaturas de 750°C, 650°C e 550°C, representando o início, meio e final do intervalo de temperatura considerado, para se obter os respectivos valores calculados pela equação da derivada. Finalmente foi calculada a média desses valores e determinando o valor taxa de resfriamento.

As figuras (39) e (40) e o quadro (11) ilustram o processo de cálculo da taxa de resfriamento a partir da curva do ciclo térmico em um ponto a 2 mm do chanfro da 1ª solda realizada.

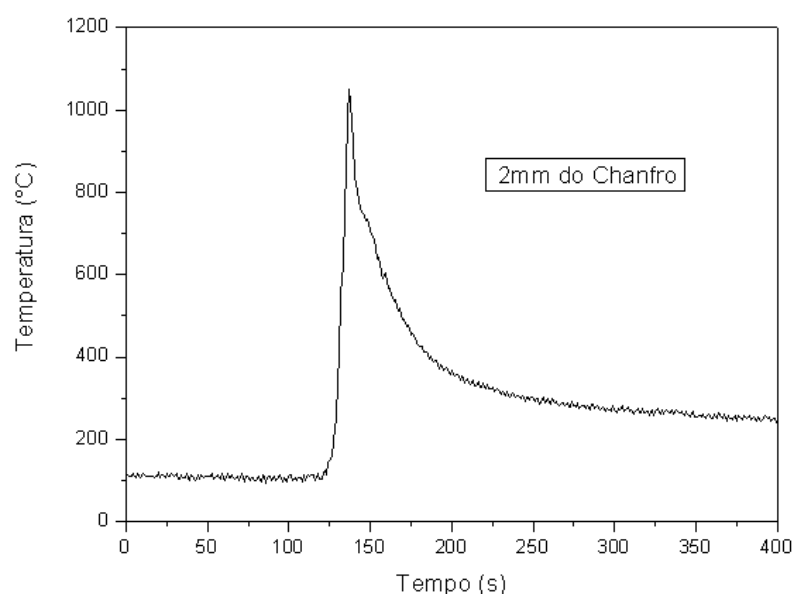


Figura 39 – Curva do ciclo térmico a 2 mm do chanfro da 1ª solda realizada

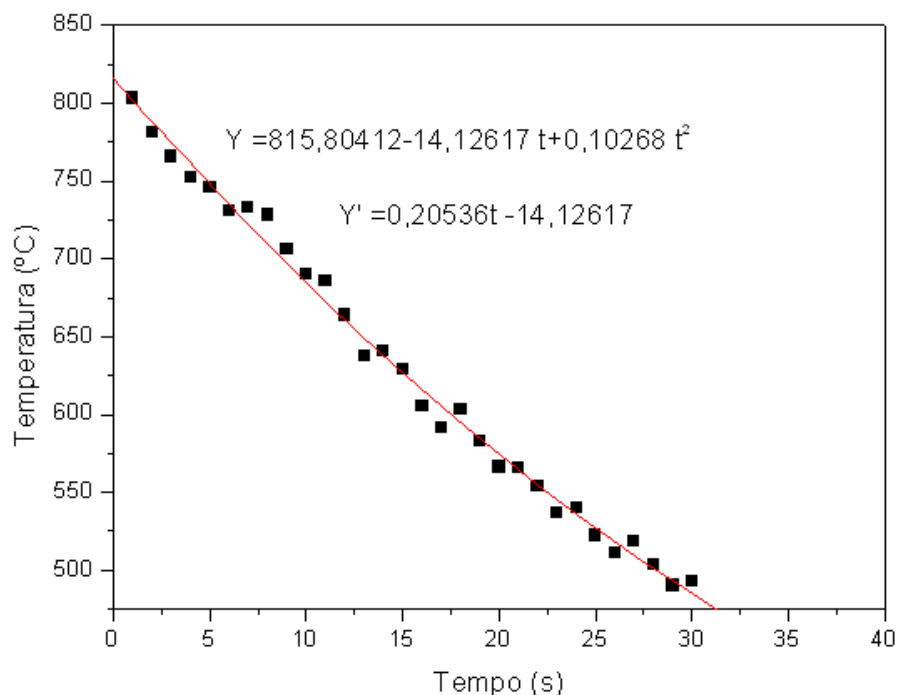


Figura 40 – Equações da curva de resfriamento e derivada a 2 mm do chanfro da 1ª solda realizada

Quadro 11 – Cálculo da Taxa de resfriamento a 2 mm do chanfro da 1ª solda

Taxa de resfriamento a 2 mm da 1ª solda		
Temperatura (°C)	Tempo (s)	Taxa de resfriamento em função do tempo (°C/s)
		$(Y' = 0,20536t - 14,12617)$
750	5	13,09
650	13	11,45
550	22,5	9,50
	Resultado médio obtido	11,35°C/s

Em função do exposto, foram determinadas as 4 velocidades de resfriamento de 15°C/s, 11°C/s, 10°C/s e 8°C/s a serem utilizadas nas amostras para reprodução das condições da ZTA. O quadro (12) demonstra os valores da velocidade de resfriamento para cada ponto da ZTA, calculadas a um intervalo de confiança de 95%.

Quadro 12 – Velocidades de resfriamento obtidas na ZTA das soldas entre 800°C e 500°C.

Velocidades de resfriamento na ZTA				
Amostras	Termopar a 1 mm	Termopar a 2 mm	Termopar a 3 mm	Termopar a 4 mm
1ª Solda	15,11 °C/s	11,35 °C/s	9,46 °C/s	8,16 °C/s
2ª Solda	15,36 °C/s	11,04 °C/s	10,84 °C/s	7,50 °C/s
3ª Solda	14,68 °C/s	10,82 °C/s	10,20 °C/s	8,41 °C/s
Média	15,05 °C/s	11,07 °C/s	10,16 °C/s	8,02 °C/s
Desvio	0,35 °C/s	0,26 °C/s	0,69 °C/s	0,47 °C/s
Resultado	(15,05 ±0,39°C/s) _{95%p}	(11,07 ±0,29°C/s) _{95%p}	(10,16 ±0,79°C/s) _{95%p}	(8,02 ±0,54°C/s) _{95%p}

4.3 – Reprodução dos Ciclos Térmicos da Soldagem

A simulação dos ciclos térmicos e conseqüente obtenção de amostras com características iguais às encontradas na ZTA da solda real foram executadas pelos seguintes equipamentos:

- Um forno elétrico tipo mufla, marca Quimis, modelo 318 M24, com temperatura máxima de 1000°C e variações de $\pm 1^\circ\text{C}$;
- Um microcomputador;
- Um termopar cromel – alumel (K) de $\pm 0,1^\circ\text{C}$;
- Um registrador digital de dados (Data Taker 80 DT)
- Um simulador termomecânico (STM), composto por dois blocos de aço 1020 e de massas iguais a 8 Kg, dotados de um mecanismo pneumático para acionamento da massa suspensa.

Na figura (41) estão ilustrados os equipamentos utilizados nesta etapa.

Os corpos de prova foram aquecidos a temperatura acima da temperatura mínima de austenitização do material (890°C) e mantidos por 15 minutos nesta condição para garantir a completa uniformização da austenita. Para tanto, o forno utilizado era previamente aquecido por 2 h na temperatura do ensaio para estabilizar o aquecimento.

Em seguida, as amostras eram retiradas do forno e rapidamente colocadas no STM, buscando – se reduzir a perda de calor para a atmosfera.



Figura 41– Foto dos equipamentos para reprodução do ciclo de soldagem

Para Silva Jr. (2008), o STM funciona semelhante a uma prensa, onde um cilindro pneumático aproxima ou afasta a massa suspensa da massa da base com a amostra colocada entre elas. Quando as massas do simulador entram em contato com a massa da amostra, o calor é retirado continuamente por condução, uma vez que os blocos funcionam como um substrato de massa infinita, simulando a extração de calor de uma solda real.

Além disso, o STM impõe uma pressão de contato de 5 Kgf/cm^2 , o que garante um perfeito processo de condução de calor. O fácil manuseio deste equipamento proporciona repetibilidade e padronização da coleta dos dados (Silva Jr, 2008).

A partir de diferentes condições de controle das variáveis de temperatura da amostra, tempo de enchaque, massa da amostra, temperatura do STM no momento da reprodução do ciclo térmico é que se podem simular as condições termodinâmicas de diferentes pontos da ZTA. Quanto maior a temperatura final do aquecimento da amostra, tempo de encharque, massa da amostra e temperatura do STM no momento da reprodução do ciclo térmico, menor é a taxa de resfriamento obtida pelo STM na amostra.

Ao mesmo tempo em que a amostra era retirada do forno, o termopar é inserido no furo cilíndrico central da mesma. A partir deste momento o microcomputador inicia o monitoramento da evolução do resfriamento até que a temperatura atinja um valor sem

importância para as transformações microestruturais. Na figura (42) é ilustrado o processo de inserção do termopar e posicionamento da amostra no STM.

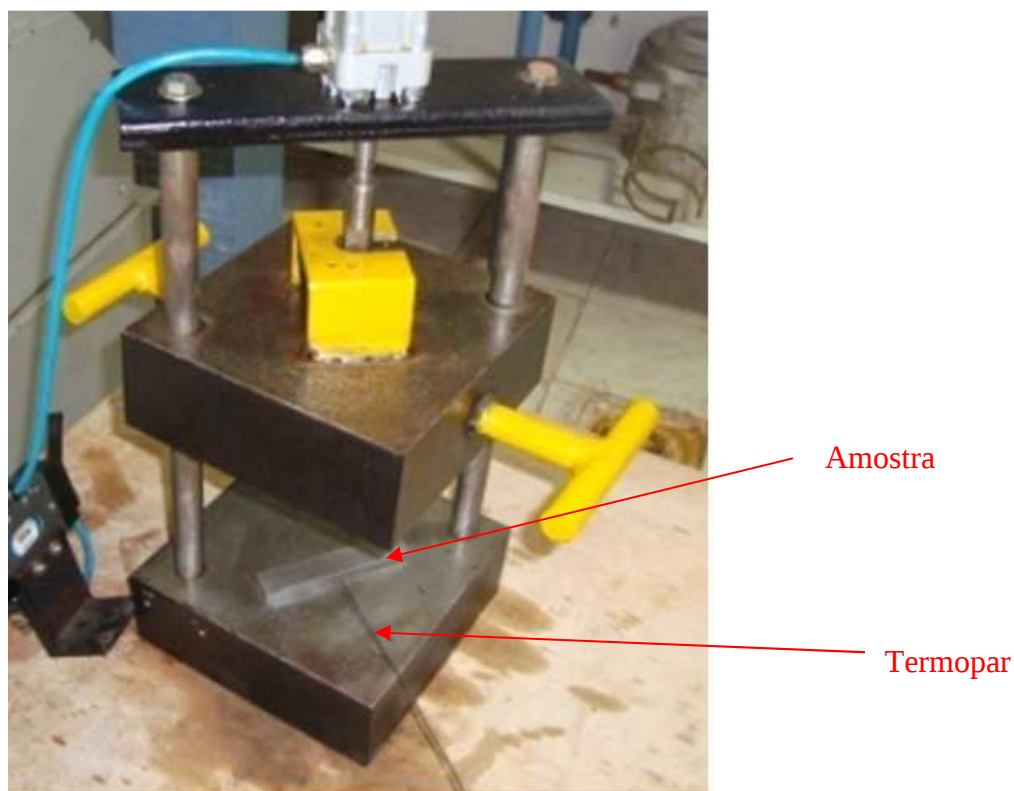


Figura 42 – Inserção do termopar e posicionamento da amostra no STM

Foram realizadas 4 rotas distintas, conforme ilustrado na figura (43) a (46), para se obter as velocidades de resfriamento determinadas pelo ciclo térmico das soldas reais.

A temperatura final do aquecimento das amostras deveria ser maior que a temperatura de austenitização do material, porém não tão superior ao ponto de haver crescimento de grão. Assim ficou determinado que o intervalo de trabalho estivesse entre 910°C e 940°C, pois representa uma variação 20°C a 50°C acima da temperatura mínima de austenitização.

O tempo de encharque foi fixado em 15 minutos, enquanto a massa das amostras também foi fixada pelas dimensões mínimas necessárias para se produzir os corpos de prova do ensaio de tração.

As temperaturas do STM utilizada no momento do resfriamento foi a ambiente de 30°C e a resfriada por gelo de 6°C, ambas monitoradas pelo termopar que também funcionava como pirômetro de contato.

Rota 1: Amostra aquecida até 910°C durante 15 minutos e resfriada no STM com temperatura inicial de 6°C, obtendo uma taxa de resfriamento de 15°C/s.

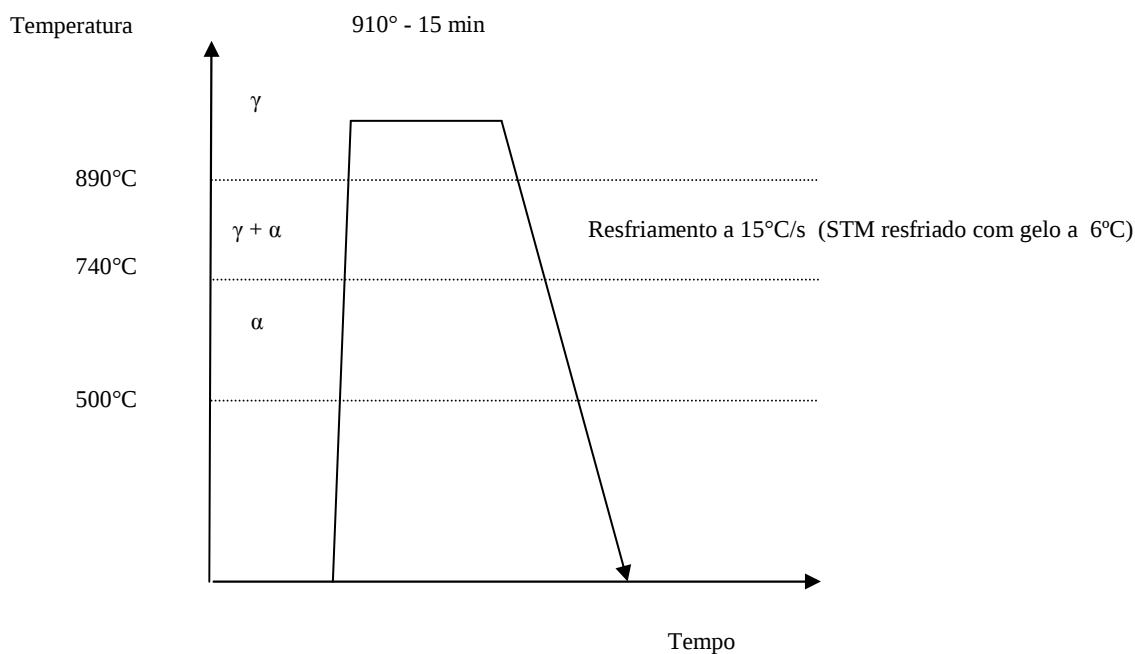


Figura 43 – Rota para reprodução do ciclo térmico a 1 mm da borda da junta

Rota 2: Amostra aquecida até 910°C durante 15 minutos e resfriada no STM com temperatura inicial de 30°C, obtendo uma taxa de resfriamento de 11°C/s.

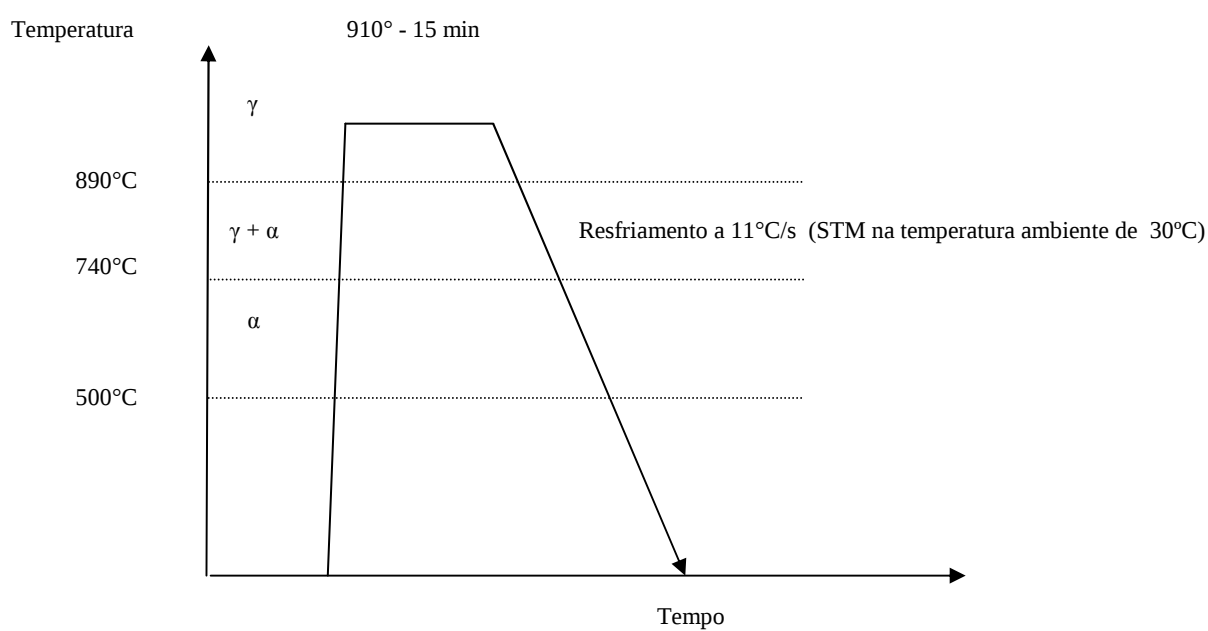


Figura 44 – Rota para reprodução do ciclo térmico a 2 mm da borda da junta

Rota 3: Amostra aquecida até 920°C durante 15 minutos e resfriada no STM com temperatura inicial de 30°C, obtendo uma taxa de resfriamento de 10°C/s.

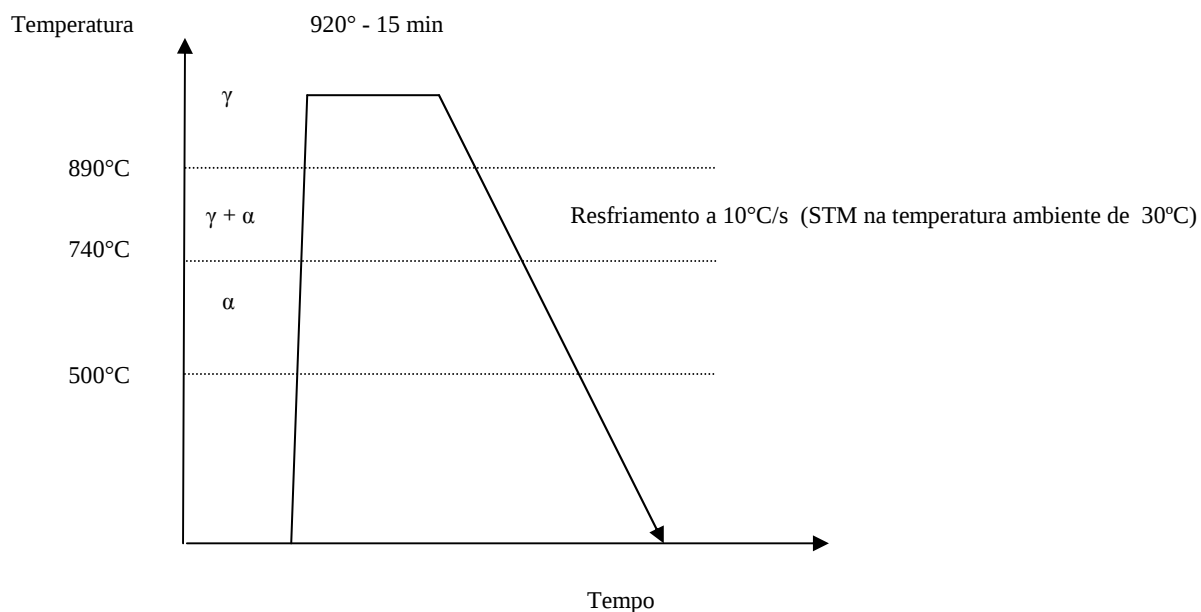


Figura 45 – Rota para reprodução do ciclo térmico a 3 mm da borda da junta

Rota 4: Amostra aquecida até 935°C durante 15 minutos e resfriada no STM com temperatura inicial de 30°C, obtendo uma taxa de resfriamento de 8°C/s.

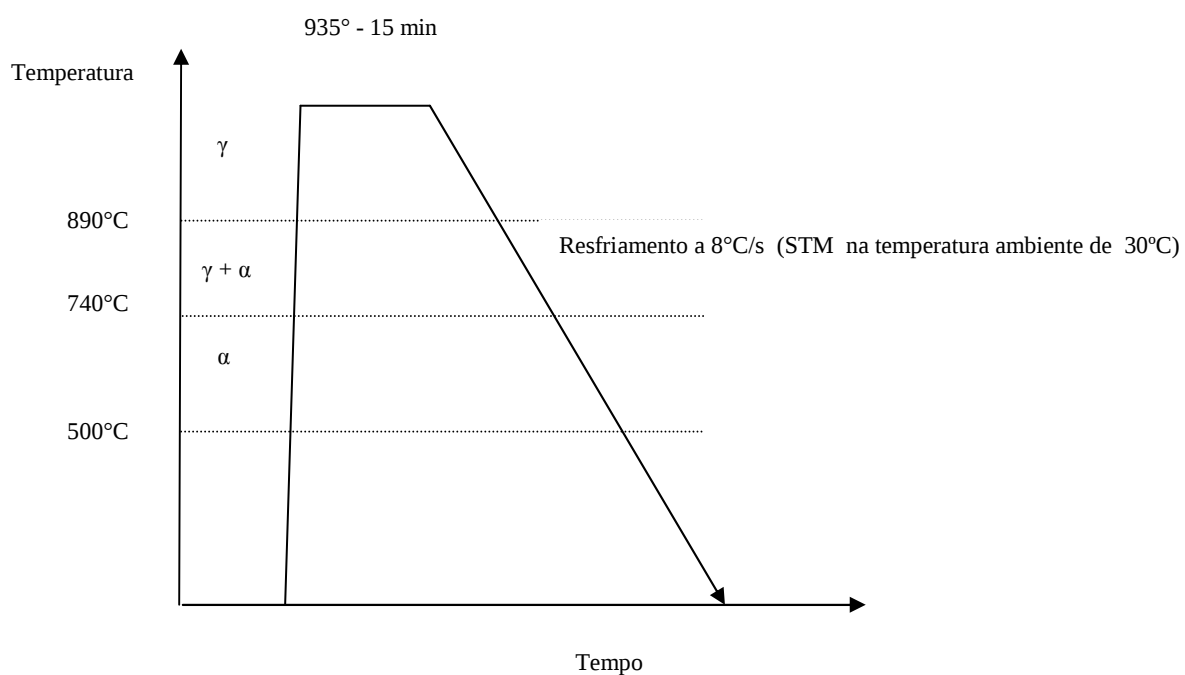


Figura 46 – Rota para reprodução do ciclo térmico a 4 mm da borda da junta

4.4 – Estudos das Estruturas e Propriedades Mecânicas Obtidas

Para cada rota de reprodução dos ciclos térmicos estudados foram utilizadas 4 amostras para caracterizar a microestrutura e as propriedades mecânicas da ZTA simulada.

As micrografias foram realizadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura e seguiu o mesmo procedimento de preparação utilizado na macrografia. As amostras possuíam as dimensões de 10 x10 x 8 mm.

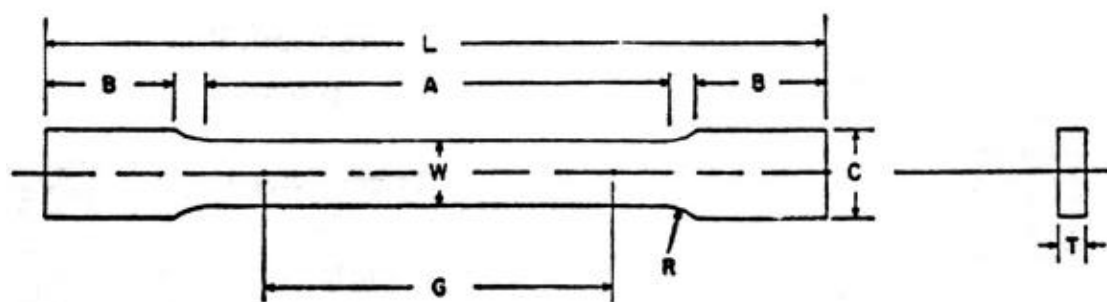
A microscopia ótica utilizou o microscópio Olympus BX51 do laboratório de caracterização estrutural do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE, com aumentos de 50 a 1000 vezes. Enquanto, a microscopia eletrônica de varredura foi realizada no laboratório de dispositivos e nanotecnologia (LDN) da UFPE através do microscópio JEOL 6460 com aumentos de 1.000 a 10.000 vezes. A figura (47) apresenta exemplos de amostras cortadas para o ensaio micrográfico.



Figura 47 – Foto de amostras cortadas para o ensaio micrográfico

As medições do ensaio de tração foram realizadas numa máquina de tração servo – hidráulica do modelo Instron 8801, com célula de carga de 100 kN, menor divisão de 10 N e velocidade de deslocamento do cabeçote de 1 mm/min., cujos parâmetros de ensaio foram controlados por aplicativo comercial.

Os corpos de provas utilizados para o ensaio de tração possuíam o formato retangular e estavam de acordo com a norma ASTM-EM-08 (2004). Na figura (48) são mostradas as dimensões dos corpos de provas utilizados na experiência.



$L = 100 \text{ mm}$; $A = \min 32 \text{ mm}$; $B = 30 \text{ mm}$; $W = 6 \text{ mm}$;
 $G = 25 \pm 0,1$; $R = 6 \text{ mm} \pm 0,1$; $C = 10 \text{ mm}$; $T = 6 \text{ mm}$.

Figura 48 – Dimensões dos corpos de prova segundo a norma ASTM-EM-08 utilizado na experiência

A seleção do ensaio de dureza vickers, conforme ASTM E-384 (2011) se deu em função da faixa de dureza envolvida e pelo alto grau de dispersão dos valores apresentados pelo ensaio de microdureza na fase de estudo do experimento.

Para Ordoñez et al (2010), os ensaios de microdurezas são utilizados para avaliar pequenas áreas de juntas em dutos, mas o seu significado ainda continua causando controvérsias em função dos resultados encontrados nos diferentes microconstituintes individuais.

Primeiramente, para efeito de comparação com as amostras simuladas, foi levantado o perfil de dureza nas amostras macrográficas das soldas reais, conforme esquematizado na figura (49). O ponto (1) é o equivalente ao ponto da amostra simulada a 15°C/s , o (2) a 11°C/s , o (3) a 10°C/s , o (4) a 8°C/s e o ponto (5) ao metal de base.

Os ensaios foram realizados com o durômetro modelo VEB da WPM a uma carga de 20 kg, tempo de aplicação de 20 s com ampliação de imagem de impressão de 40 vezes.

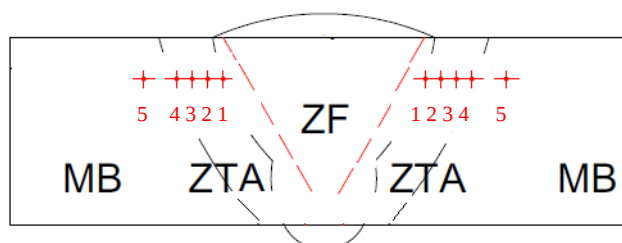


Figura 49 – Esquema de posicionamento dos pontos de impressão para levantamento do perfil de dureza.

Em seguida, as amostras simuladas também foram ensaiadas por dureza vickers, seguindo o procedimento normatizado, sendo escolhidos 8 pontos aleatórios e excluídos os maiores e menores valores encontrados.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

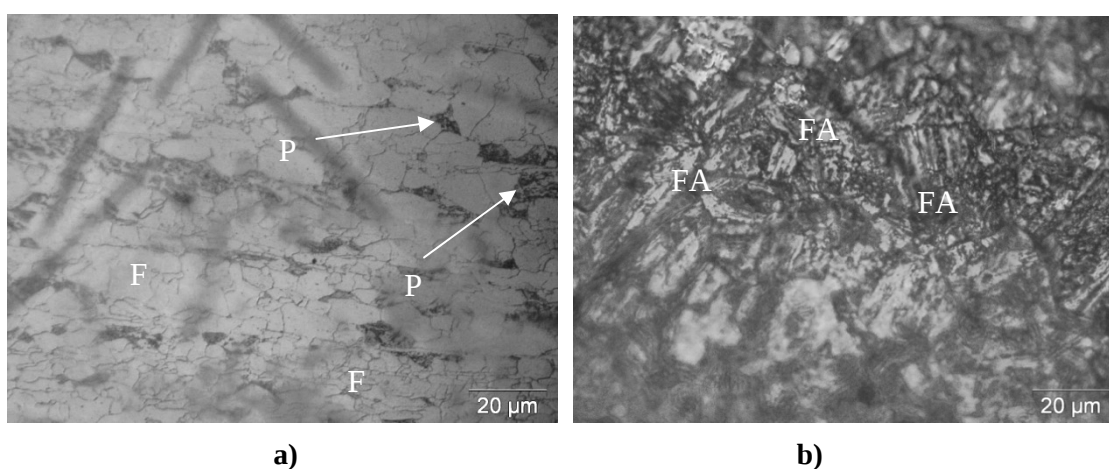
Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos nos ensaios realizados em concordância com o descrito no capítulo 4. Foram comparadas as mudanças ocorridas em relação ao metal como recebido e aos resultados obtidos nas amostras das soldas reais, assim como feita as discussões pertinentes aos efeitos dessas mudanças através das propriedades encontradas.

5.1 – Análise Microestrutural

As figuras (50a) a (50f) apresentam os resultados característicos da microscopia ótica das amostras do aço API 5L X80 estudado. Inicialmente podemos verificar, que o material como recebido apresenta uma microestrutura composta basicamente por grãos ferríticos de vários tamanhos (F) e contornos de grão levemente enriquecido por perlita (P), conforme indicado na figura (50a).

Já a figura (50b), obtida a 1 mm da borda do chanfro das soldas reais, revela que a fase matriz desta amostra foi originada por transformações do tipo bainíticas, ou seja, por cisalhamento seguido de difusão, característico de ferrita acicular (FA).

Para o corpo de prova resfriado no STM a 15°C/s, figura (50c), a microestrutura é formada por uma mistura das fases encontradas no material como recebido e nas amostras das soldas reais, isto é, uma tendência a uma mistura da microscopia granular e acicular da ferrita. À medida que a taxa de resfriamento diminui, corpos de provas resfriados a 11°C/s, 10°C/s e a 8°C/s, figuras (50d) a (50f), há o retorno da microestrutura ao estado como recebido.



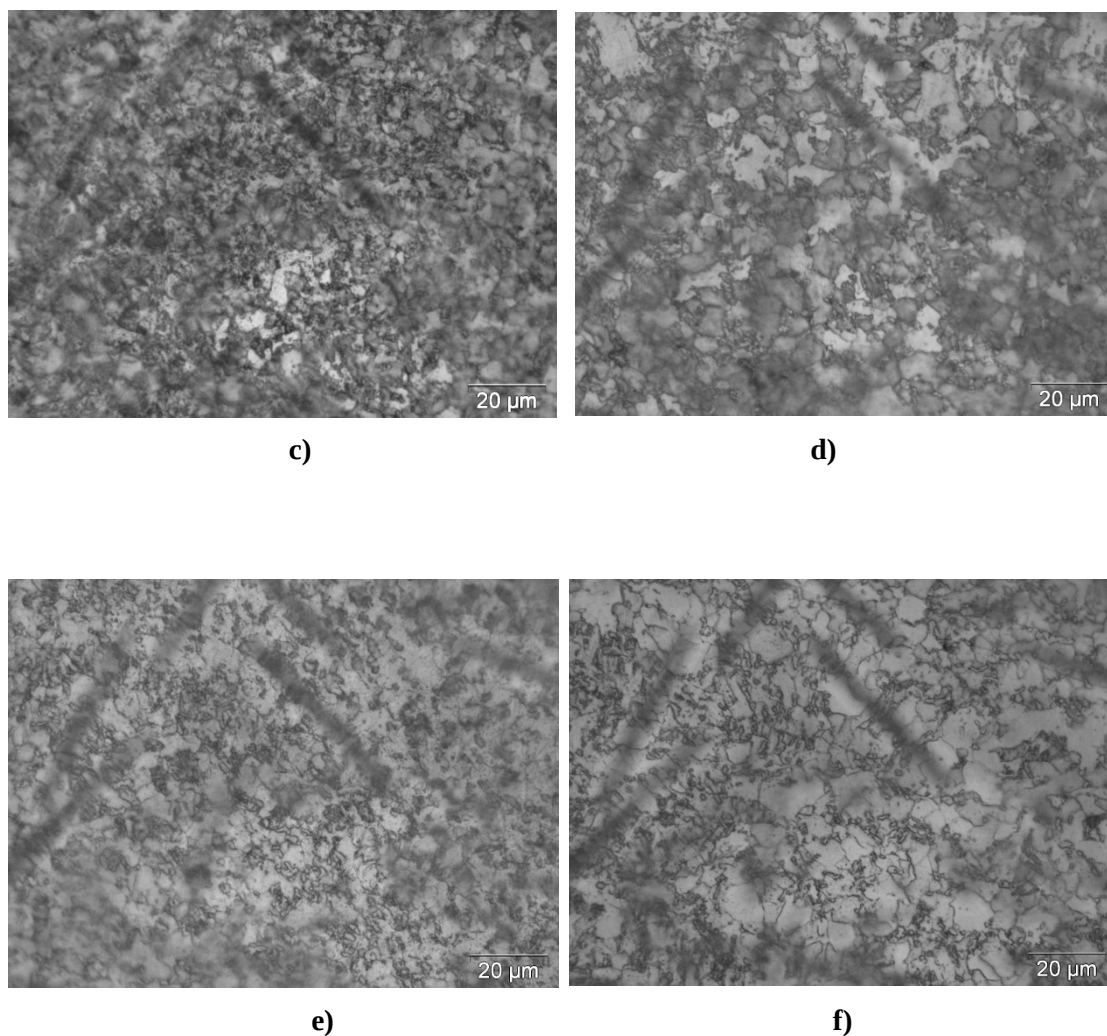


Figura 50 – Microscopia ótica do aço API 5L X80 com aumento de 1000x: a) Como recebido; b) ZTA a 1mm da borda do chanfro da ZTA real; c)Resfriado a 15°C/s; d)Resfriado a 11°C/s; e)Resfriado a 10°C/s; f)Resfriado a 8°C/s.

Para Antonino (2011), nesta escala de observação somente podemos caracterizar alguns grãos ferríticos, bem como seu contorno de grão, mas para uma análise mais apurada, são necessárias outras técnicas mais avançadas como a microscopia eletrônica de varredura (MEV) ou microscopia eletrônica de transmissão (MET).

Assim as figuras (51a) a (51f) apresentam os resultados obtidos pela microscopia eletrônica de varredura, onde podemos verificar que as estruturas matrizes das amostras são formadas de subestruturas com características de austenita retida (AR) e microconstituente martensita – austenita (MA). A única exceção é a imagem obtida para o material como recebido, figura (53a), que revela apenas possíveis pontos de martensita - austenita.

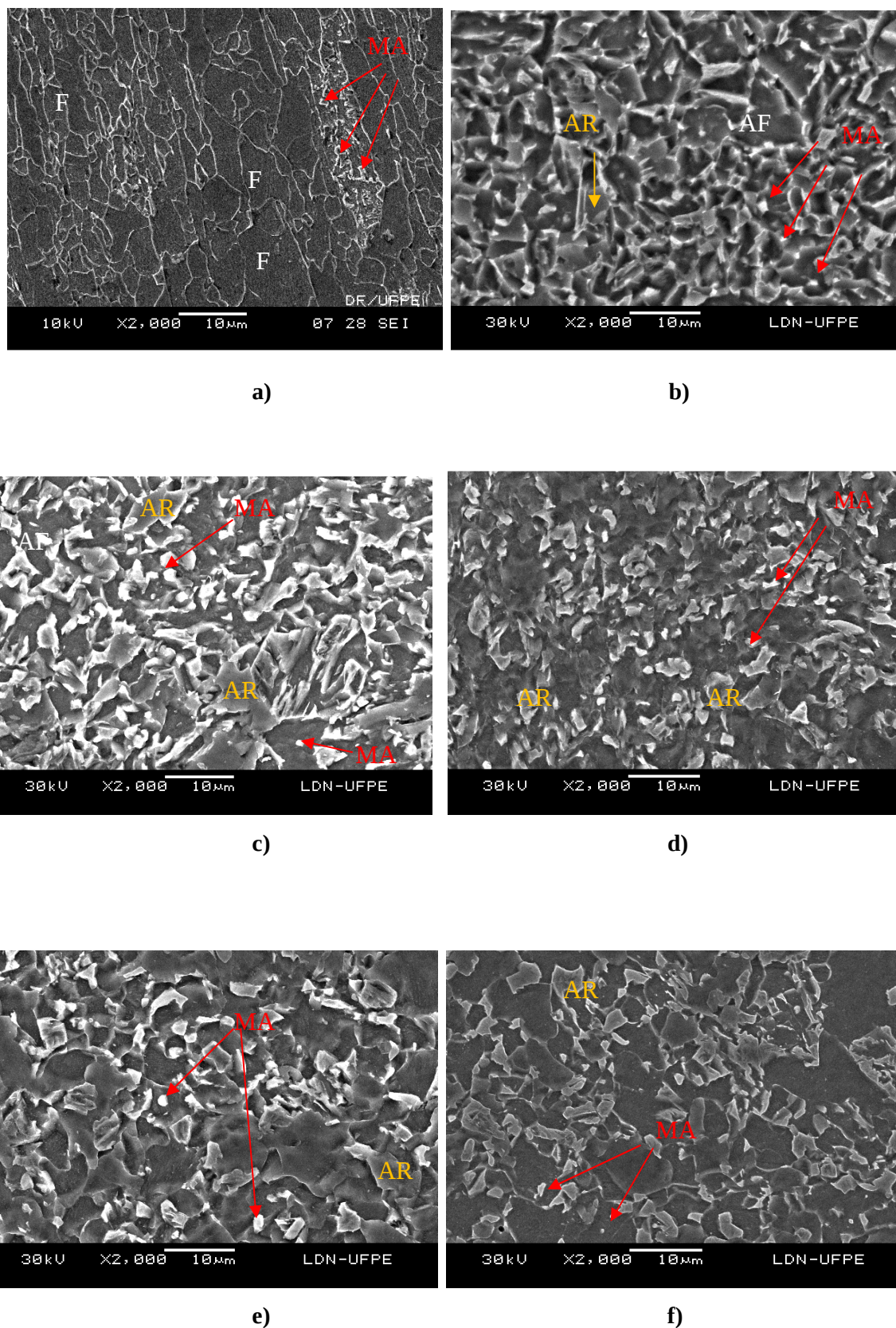


Figura 51 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) do aço API X80: a) Como recebido; b) ZTA a 1mm da borda do chanfro; c)Resfriado a 15°C/s; d)Resfriado a 11°C/s; e)Resfriado a 10°C/s; f)Resfriado a 8°C/s.

Além disso, podemos verificar também que à medida que a taxa de resfriamento diminui, há uma menor participação desses subconstituintes na fase matriz, confirmando a tendência de retorno do material a condição de metal de base.

As figuras (52a) e (52b) abaixo, detalham a tendência de formação da austenita retida e do microconstituente M/A para uma ampliação de 10.000 vezes, revelando a condição dessas subestruturas na forma de ilhas dispersas na estrutura matriz, estando de acordo com o relatado por Chavez e Brandi (2011).

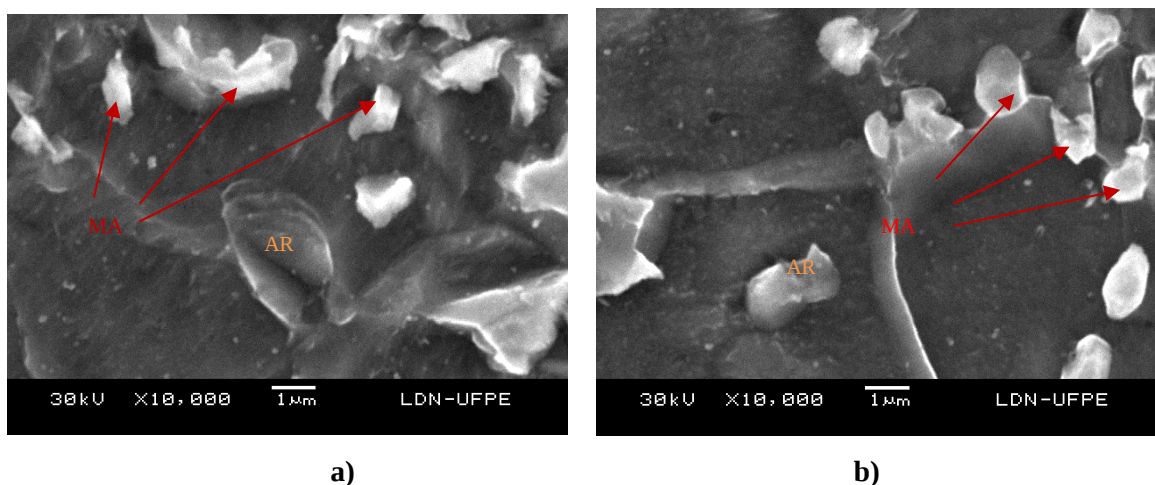


Figura 52 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) do aço API X80: a) Detalhe das subestruturas para a taxa 11°C/s; b) Detalhe das subestruturas para a taxa 8°C/s.

Das fases encontradas no experimento após um resfriamento contínuo, observa-se uma microestrutura similar a ferrita granular, ferrita acicular, perlita, austenita retida e microconstituente M/A, que pode ser uma indicação para uma análise mais conclusiva.

Neste caso, um aço composto apenas por ferrita acicular seria o ideal. A morfologia da ferrita acicular é composta por um conjunto de ripas de ferrita com elevada densidade de discordância e precipitados de carbonitretos dispersos. As boas propriedades mecânicas encontradas são atribuídas à refinada microestrutura, que dificulta a propagação de trincas devido à presença de um grande número de grãos ferríticos por unidade de comprimento. Sob condições típicas do processamento da solda e componentes de liga é difícil a obtenção de uma fase composta apenas por ferrita acicular, pois todas as microestruturas citadas ocorrem através de rápidas transformações de fase do tipo bainíticas (Zhao et al, 2002).

Comparando a microestrutura encontrada na ZTA da solda real com aquela simulada na mesma condição termodinâmica para um ponto considerado, neste caso, comparando a

microestrutura a 1mm da borda do chanfro da ZTA real e a simulada a uma taxa de 15°C/s, podemos dizer que o experimento muito se aproximou da condição verdadeira.

A taxa de resfriamento, para o ponto acima considerado, ocorreu na ZTA da solda real numa velocidade um pouco maior do que aquela obtida pelo STM. Na solda real a microestrutura oriunda das transformações bainíticas é mais bem definida, indicando uma possível necessidade de reposicionamento dos pontos onde foram localizados os termopares durante a simulação do experimento.

5.2 – Análise do Ensaio de Tração

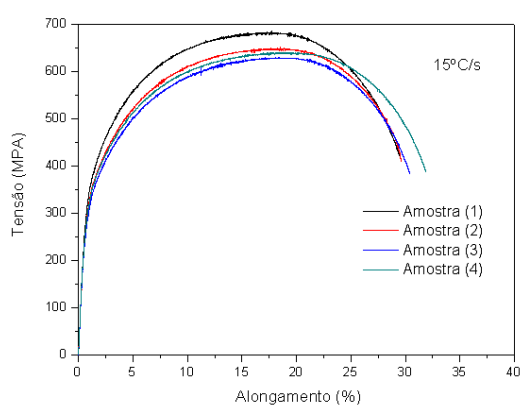
O ensaio de tração foi executado de modo que se pudesse verificar a influência das estruturas obtidas pelas curvas de resfriamento aplicadas às amostras simuladas em comparação com os resultados do material como recebido e ao especificado pela norma API 5L (2010).

As propriedades de interesse do trabalho foram o limite de resistência (Lr), limite de escoamento convencional (Ln), alongamento percentual (ϵ), relação limite de escoamento convencional e limite de resistência (Ln/Lr), sendo os resultados obtidos resumidos no quadro (13).

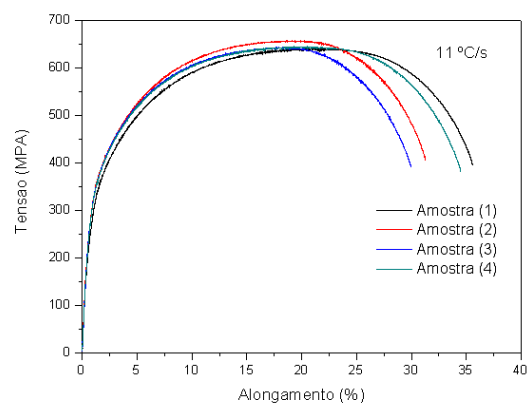
Quadro 13 – Propriedades obtidas pelo ensaio de Tração

Ensaio de Tração no X80				
Amostras	Lr (MPa)	Ln (MPa)	ϵ (%)	Ln / Lr (%)
Como Recebido	690	570	30	82,60
Resfriadas a 15°C/s	(686,43 $\pm$ 2,96) _{95%p}	(314,70 $\pm$ 15,63) _{95%p}	(30,36 $\pm$ 0,94) _{95%p}	45,84
Resfriadas a 11°C/s	(648,54 $\pm$ 6,20) _{95%p}	(306,53 $\pm$ 9,46) _{95%p}	(32,84 $\pm$ 2,29) _{95%p}	47,26
Resfriadas a 10°C/s	(639,10 $\pm$ 6,25) _{95%p}	(301,84 $\pm$ 4,59) _{95%p}	(33,01 $\pm$ 1,49) _{95%p}	47,22
Resfriadas a 8°C/s	(624,77 $\pm$ 17,48) _{95%p}	(293,91 $\pm$ 13,33) _{95%p}	(30,67 $\pm$ 2,02) _{95%p}	47,04

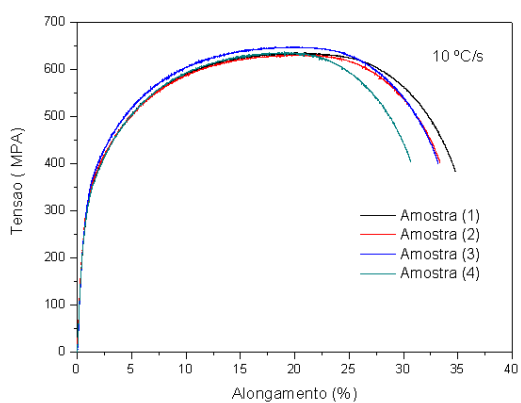
Os gráficos e a foto, das figuras (53a) a (53d) e (54), revelam que as amostras ensaiadas, em qualquer velocidade de resfriamento estudada nessa pesquisa, apresentam curvas contínuas com limite de escoamento não nítido, características de material dúctil e de fratura do tipo taça cone. Assim, o limite de escoamento convencional (Ln) foi calculado pelo método do desvio a uma deformação plástica de 0,2%.



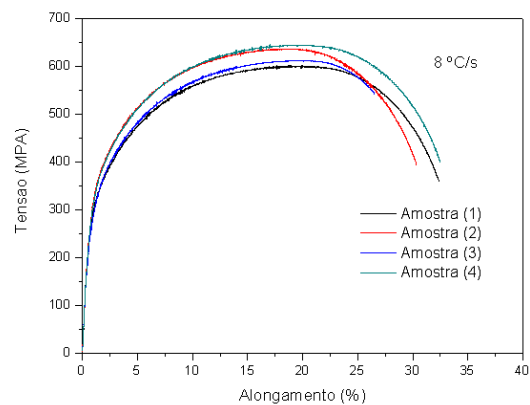
a)



b)



c)



d)

Figura 53 – Curvas representativas do ensaio de tração: a) Resfriamento a 15°C/s; b) Resfriamento a 11°C/s; c) Resfriamento a 10°C/s e d) Resfriamento a 8°C/s

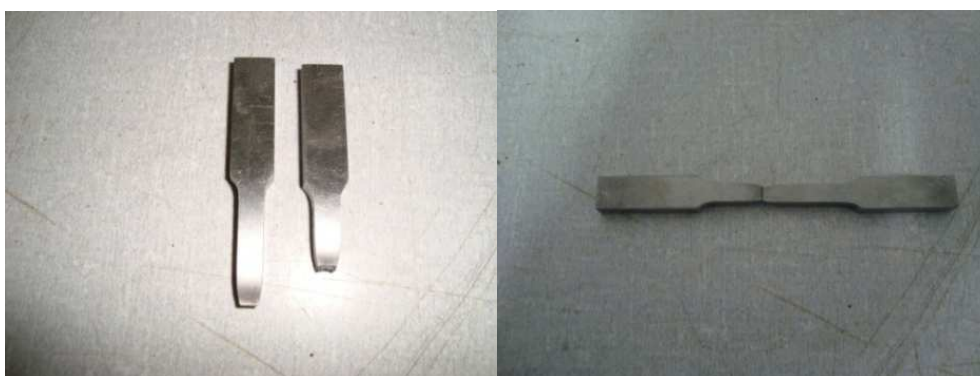


Figura 54 – Fotos de amostras após ensaio de tração

As amostras submetidas ao ensaio de tração demonstraram que o limite de resistência apresentou resultados que atende ao limite especificado pela norma API 5L (625 MPA), porém com valores abaixo do encontrado no material como recebido (690MPa), decrescendo com a diminuição da taxa de resfriamento, conforme figura (55) abaixo.

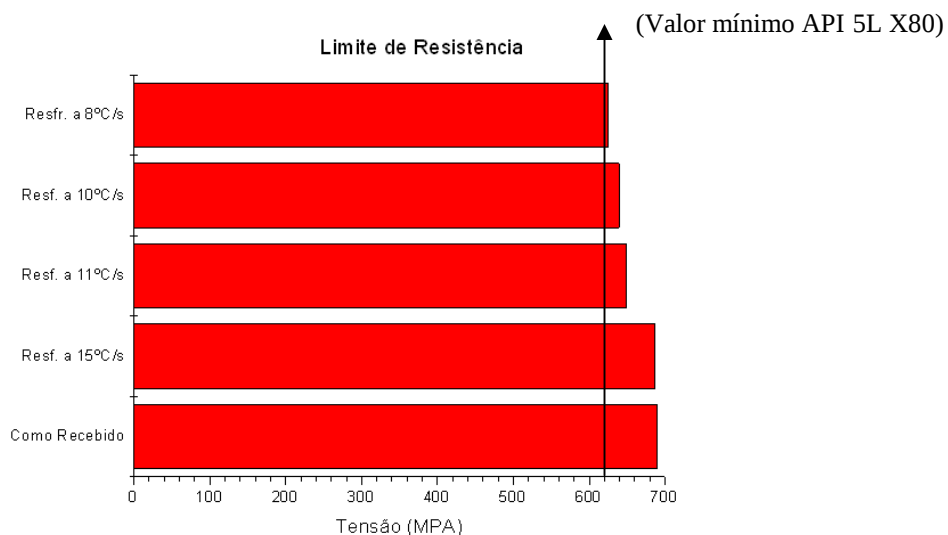


Figura 55 – Valores médios do limite de resistência

Em relação ao limite de escoamento, figura (56), os valores encontrados não atendem o valor mínimo requerido (555 MPA) pela norma API 5L (2010), apresentando valores da ordem de 50% inferior ao encontrado no material como recebido.

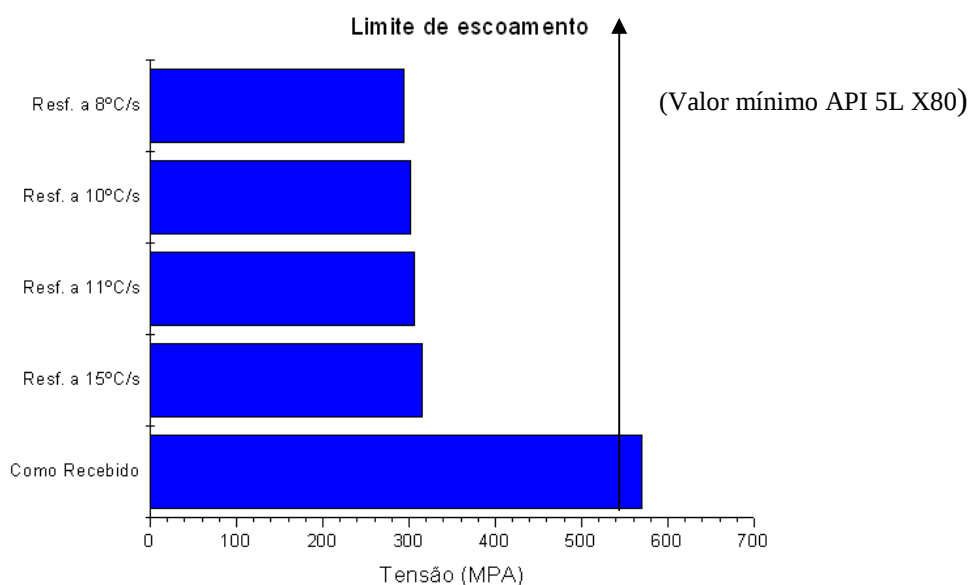


Figura 56 – Valores médios do limite de escoamento

A redução nos valores do limite de resistência e escoamento vem do fato que o material como recebido possui um nível de encruamento produzido pelo dobramento e expansão inerente ao processo de fabricação do tubo de onde foram retiradas as amostras, conhecido por processo “U-O-E”. Assim, as amostras tratadas no STM perdem esse encruamento diminuindo os valores dos resultados encontrados, sendo a perda de valores mais acentuada para o limite de escoamento do que para o limite de resistência.

Outro ponto observado é que os valores do alongamento percentual, figura (57), foram ligeiramente maiores para todas as amostras, quando comparado ao material como recebido, indicando uma maior tenacidade. Além disso, esses valores atenderam plenamente a especificação API 5L (2010).

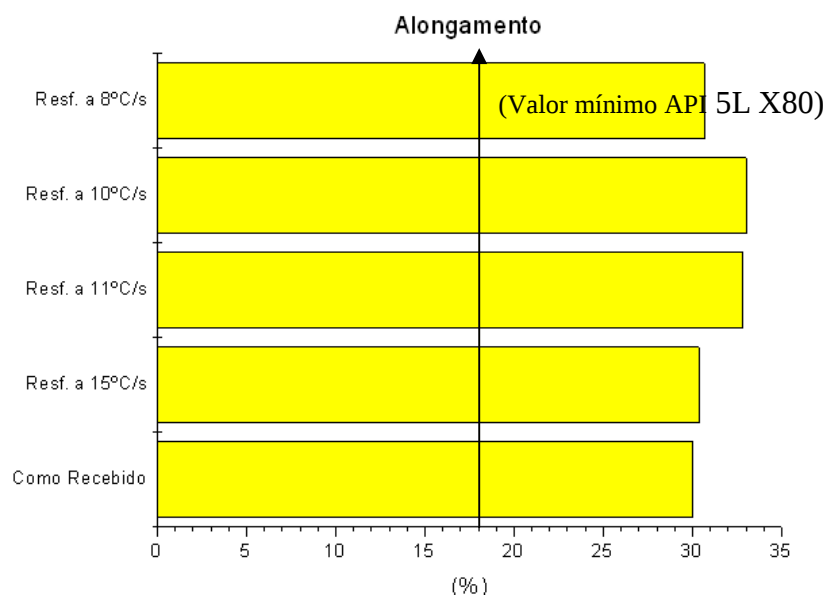


Figura 57 – Valores médios do alongamento percentual

5.3 –Ensaio de Dureza Vickers

Os resultados obtidos no ensaio de dureza vickers são apresentados no quadro (14) e sua análise realizada através da comparação dos valores obtidos pelas amostras simuladas, material como recebido e do perfil de dureza encontrado na ZTA das soldas reais.

Quadro 14 – Resultados obtidos pelo ensaio de Dureza

Ensaio de Dureza Vickers	
Amostras	HV(20 Kgf)
Como Recebido	260
Perfil ZTA Ponto 1	(256,17 $\pm$ 0,67) _{95%p}
Perfil ZTA Ponto 2	(245,16 $\pm$ 2,91) _{95%p}
Perfil ZTA Ponto 3	(248,27 $\pm$ 4,33) _{95%p}
Perfil ZTA Ponto 4	(252,17 $\pm$ 2,55) _{95%p}
Perfil ZTA Ponto 5 (MB)	(261,30 $\pm$ 1,09) _{95%p}
Resfriadas a 15°C/s	(255,29 $\pm$ 4,83) _{95%p}
Resfriadas a 11°C/s	(242,19 $\pm$ 7,17) _{95%p}
Resfriadas a 10°C/s	(245,45 $\pm$ 5,45) _{95%p}
Resfriadas a 8°C/s	(248,14 $\pm$ 5,64) _{95%p}

O gráfico abaixo, figura (58), faz uma comparação entre os valores médios de dureza obtidos no perfil da ZTA real com os equivalentes nas amostras simuladas.

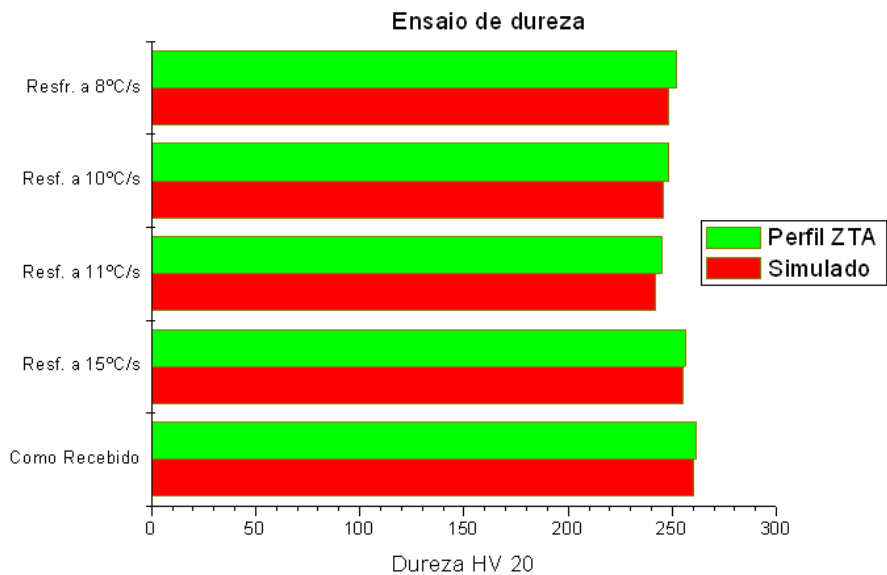


Figura 58 – Valores médios da Dureza

Em todas as amostras a tendência do comportamento da dureza é apresentar valores ligeiramente mais baixos, porém similares àqueles encontrados no perfil de dureza da ZTA real.

Além disso, o perfil de dureza revela maiores valores nas bordas da zona termicamente afetada (amostras a 15°C/s e a 8°C/s) e diminuída na região central (amostras a 11°C/s e 10°C/s). A 15°C/s há o efeito da região adjacente a linha de fusão do crescimento epitaxial, que trabalha em função do processo e da maior taxa de resfriamento, enquanto a 8°C/s existe uma tendência de retorno a microestrutura do material para a condição como recebido. Já para 11°C/s e 10°C/s, prevalece a influência da perda dureza característica dessa região da junta.

Podemos notar também, que todos os valores encontrados, tanto na ZTA da solda real quanto para as amostras simuladas, são menores que no material como recebido. O comportamento acima citado está de acordo com Ordoñez et al (2010) que observou que na região ZTA do aço API 5L X80 soldado a temperatura ambiente, os valores de dureza Vickers são menores do que aqueles encontrados no metal de base.

6. CONCLUSÕES

Neste estudo, as amostras usadas no STM foram confeccionadas a partir das velocidades de resfriamento obtidas da ZTA de um aço API 5L X80, soldado por arame tubular. As microestruturas foram analisadas e comparadas com a microestrutura da ZTA real e as propriedades foram levantadas para evidenciar as variações destas numa junta soldada. Baseado nos resultados experimentais obtidos pode – se concluir que:

- Para o STM utilizado neste estudo, as condições de reprodução dos ciclos térmicos, são controladas pelas variáveis de temperatura final do aquecimento das amostras, tempo de encharque, massa das amostras e temperatura do simulador. Quanto maior a temperatura final do aquecimento, tempo de encharque das amostras, massa da amostras e temperatura do simulador no momento da reprodução do ciclo térmico, menor é a taxa de resfriamento obtida pelo simulador na amostra. Este fato indica que para cada taxa de resfriamento que se deseja obter, faz – se necessário um estudo detalhado da influência de cada condicionante isoladamente;
- As microestruturas obtidas pelas rotas termodinâmicas impostas às amostras simuladas apresentam uma tendência de mistura da microscopia granular e acicular da ferrita como constituintes matrizes, e subestruturas dessas fases com características de austenita retida e martensita-austenita;
- Com relação às microestruturas acima citadas, o experimento muito se aproximou da condição obtida pela solda real. Em função da análise micrográfica, pode – se concluir que a taxa de resfriamento verdadeira da ZTA ocorreu a velocidades um pouco maiores do que aquelas obtidas pelo simulador, indicando uma possível necessidade de reposicionamento dos pontos onde foram localizados os termopares durante a simulação do experimento;
- Em todos os casos, os valores de limite de escoamento, limite ruptura e durezas encontradas nas amostras foram menores do que aqueles apresentados pelo material como recebido. Enquanto que para o alongamento percentual, as amostras apresentaram valores ligeiramente maiores;
- O limite de escoamento foi a única propriedade mecânica que apresentou um resultado que divergiu na ordem de 50% inferior aos valores encontrados para o material como recebido;

- O perfil de dureza encontrado nas amostras simuladas apresentou valores semelhantes, porém mais baixo, ao encontrado nas amostras das soldas reais, sendo os maiores valores encontrados nas bordas e os menores no centro da zona termicamente afetada.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar as propriedades mecânicas da ZTA de uma solda real a partir do STM resfriado por hidrogênio. O objetivo é poder aumentar a taxa de resfriamento das amostras;
- Realizar simulações de pontos da ZTA de uma solda real e estudar os resultados obtidos pelo ensaio de impacto Charpy.
- Desenvolver um modelo matemático que se adéque as condições do resfriamento do STM utilizado nesse estudo para se poderem confrontar os resultados obtidos pelo modelo matemático com aqueles originados experimentalmente.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Alcântara, N. G., Sobrinho, J.F., “Análise dos Ciclos Térmicos Obtidos na Zona Afetada Termicamente da Junta Soldada de um Aço de Alta Resistência”. II CONNPI, João Pessoa – PB, 2007.

Antonino, T. S. “Estudo da Influência de Tratamentos Termomecânicos no Conjunto de Resistência Mecânica – Tenacidade a Fratura do Aço API 5L X70” - Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2011.

API 5L: “Specification for Line Pipe”, Washington, 42nd ed., 153p., October 2010.

Aquino Filho, A. “Estudo do Comportamento Mecânico de uma Junta do Aço API 5L X80 Soldadas com Arames Tubulares – Undermatched e Evenmatched” – Tese (Doutorado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2011.

American Welding Society – AWS. “Weldability, Welding Metallurgy and Welding Chemistry”, Miami, USA, 1995.

ASME IX: “Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers and Welding and Brazing Operators”, New York, USA, 2010.

ASTM EM – 08: “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Material [Metric]¹”, West Conshohocken, USA, 2004.

ASTM E – 384: “Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials”, West Conshohocken, USA, 2011.

AWS A3.0: “Standard Welding Terms and Definitions”, Miami, USA, 2001.

AWS D1.1/D1.1M: “Structural Welding Code – Steel, Annex XI, Guideline on Alternative Methods for Determining Preheat”, Miami, USA, 299p, 2004.

Bayley, N. “Welding steels without hydrogen cracking”. Second edition, Cambridge, Abington, p. 1-15, 1993.

Bhadeshia, H. K. D. H. “Bainite in Steel”, Second Edition, IOM Communications Ltd, 237p., 2001.

Bott, I. S., Souza, L.F.G., Teixeira, J.C.G., Rios, P.R. “High-Strength Steel Development for Pipeline: A Brazilian Perspective”. Metallurgical and Materials Transactions. Volume 36A. p 453-454, 2005.

Bracarense, A. Q., “Processos de Soldagem com Arame Tubular”, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, Belo Horizonte, 2004.

Brandi, S. D., “Classificação dos Processos de Soldagem”, Ed. Edgard Blücher, São Paulo, 504p., 1992.

Cabral, R. M. “Avaliação das Condições de Transferência de Calor na Simulação do Ciclo de Recozimento Contínuo na Gleebe” – Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Belo Horizonte, 2007.

Callister Jr., W. D. “Ciências e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução”, Editora LTC, Rio de Janeiro, 7ª Edição, p. 290 – 299, 2008.

Campos, P. T. “Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas Soldadas pelos Processos MIG/MAG (GMAW) e Arame Tubular (FCAW)” – Dissertação (Mestrado), Pontifícia Universidade Católica do Paraná, 2005. Disponível em <http://www.biblioteca.pucpr.br/tede/tde_arquivos/6/TDE-2008-05-02T093040Z-813/Publico/PauloTancredodeCampos.pdf>. Acesso em 20/02/12.

Cardoso Junior, R. “Soldagem de Alta Produtividade de Dutos de Alta Resistência API 5L X80”, Belo Horizonte: Revista da ESAB, 52p., 2011.

Chiaverini, V. “Aços e Ferro Fundido”, Características Gerais, Tratamentos Térmicos e Principais Tipos”, 6ª Edição, Editora ABM, São Paulo, 21p., 1990.

Chavez, G. F. S.; Brandi, S. D. “Estudo da Tenacidade em ZAC Simuladas de Aço API 5L X80”. Escola Politécnica da USP, São Paulo, 2011.

Costa, E. M. “Transformações de Fase em Metais e Microestruturas”. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul – PUCRS, Porto Alegre, 1998.

Colpaert, H. “Metalografia dos Produtos Siderúrgicos”. 5ª Edição. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2008.

Cunha, L. J. G. “Solda: Como, Quando e Por Quê”, Editora D.C. Luzzatto, 260p, 1989.

Debroy, T.; David, S.A. “Physical Processes in Fusion Welding”. Reviews of Modern Physics, 67, 1, p. 85-112, 1995.

Durand, R. Z. S. “Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Circunferencial do Aço API 5L Grau X-80 por Processo de Soldagem Semi –Automáticos com Proteção Gasosa”. Dissertação (Mestrado), Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro – PUCRJ, Rio de Janeiro, 2007.

Ferguson, D., Chen, W., Bonestell, J. “A Look at Physical Simulation of Metallurgical Process, Past, Present and Future”. Materials Science and Engineering, 2008.

Ferreira, R. A. S. “Transformação de Fase: Aspectos Cinéticos e Morfológicos”. Editora Universitária da UFPE – Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 195p., 2002.

Fortes, C. e Araújo, W. “Arames Tubulares”, Belo Horizonte, ESAB, 103p., 2002.

Fortes, C. e Araújo, W. “Metalurgia da Soldagem”, Belo Horizonte, ESAB, 28p., 2002.

Fundação Brasileira de Tecnologia de Soldagem – FBTS. “Curso de Inspetor de Soldagem”. Módulo1 – Introdução, Rio de Janeiro, 2003.

Garreis, Bernardo. “A Soldagem, Simples como Ela É”. Editora Escola Dom Bosco. Coleção de Manuais Técnicos. Recife, 223p., 1994.

Guedes, R. P. “Influência da Corrente de Soldagem nas Propriedades de Juntas de Aço de Alta resistência e Baixa Liga Soldadas com Eletrodo Revestido” – Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2009.

Gladman, T. “The Physical Metallurgy of Microalloyed Steel”, First Edition, The Institute of Materials, University of Leeds, London, England, p.14., 1999.

Guimarães, P. B. “Estudo do Campo de Temperatura Obtido Numericamente para Posterior Determinação das Tensões Residuais Numa Junta Soldada de Aço ASTM AH36”. Tese (Doutorado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2010.

Hillenbrand, H. G.; Graf, M.; Kalwa, C. “Development and Production of Linepipe Steel in Grade X100 and X120”. Seminar of X120 Grade High Performance Pipe Steel. Technical Conference, China, 2005.

Hippert Jr., E. “Investigação Experimental do Comportamento Dúctil de Aços API-X70 e Aplicação de Curvas de Resistência J- Δa para Previsão de Colapso em Dutos”. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

Hobart Welding Product. “Fabshield XLR-8 H8 – Product Data Sheet”. Hobart Brothers Company. Troy, Ohio, USA, 2009. Disponível em : < [http://www.welding.com.au/Uploads/Downloads/DataSheets/Fabshield %20XLR8%20PDS%20AB.pdf](http://www.welding.com.au/Uploads/Downloads/DataSheets/Fabshield%20XLR8%20PDS%20AB.pdf) >. Acesso em: 19/03/12.

International Institute of Welding – IIW – Sub-Commission IXJ. “Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals”. IIW DOC.IX-1533-88, 1998.

Kim, Y. M.; Lee, H.; Kim, N. J. “Transformation Behavior and Microstructural Characteristics of Acicular Ferrite in line Pipe Steel”. Material Science and Engineering A, A478: p. 361-370, 2008.

Kou, S. “Welding Metallurgy”. John Wiley & Sons, New York, USA, 2002.

Kraus, G.; Thompson, S.W. “Ferrite Microstructures in Continuously Cooled Low and Ultralow Carbon Steels”. ISIJ, Vol. 35, N°8: 937 – 945, 1995.

Lima, G. E., Ferreira, F. J., Reis, L. P. S., Cobaxo, R., Andrade, W. C., Barbosa, R. P. “Estudo da Influência dos Parâmetros de Soldagem do Processo Eletrodo Tubular na Dureza da ZTA de Um Aço CrMo”. Universidade do Leste de Minas Gerais – Unileste – MG; Coronel Fabriciano, 2006.

Lundim, C. “Weldability of Low Carbon Microalloyed Steels for Marine Structures”. WRC Bulletin, 359p., 1990.

Machado, I.G. “Soldagem e Técnicas Conexas: Processos”, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre, 447p., 1996.

Malcoln, J. G. “A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Line pipe Steels”. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 37p. (Relatório Técnico), 2007.

Maliska, A. M., “Microscopia Eletrônica de Varredura”. Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC, Florianópolis, 2004.

Marques, P. V., Modenesi, P. J., Santos, D. B. “Soldagem Fundamentos e Tecnologia”, UFMG, 3ª Ed., 2009.

Meireles, A. M. “Avaliação dos Parâmetros de Curvamento por Indução em Tubos da Classe API 5L X80”. Dissertação (Mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2009.

Miller, D. K.; Hietpas, J.; Depue, R. “Welding FAQs”. Welding Journal, v. 81, n. 12, 41p., 2002.

Modenesi, P. J. “Soldabilidade dos aços Transformáveis”, UFMG, Belo Horizonte, 2004.

Modenesi, P. J.; Marques, P. V.; Santos, D. B. “Introdução aos Processos de Soldagem”, UFMG, Belo Horizonte, 2005.

Modenesi, P. J.; Marques, P. V.; Santos, D. B. “Introdução a Metalurgia da Soldagem”, UFMG, Belo Horizonte, 2006. Disponível em: <<http://www.google.com.br>>. Acesso em 18/02/2012.

Mohandas, T; Reddy, G. M.; Kumar, B. S. “Heat-Affected Zone Softening in Highstrength Low-Alloy Steels”. Journal of Materials Processing Technology, v. 88, p. 284-294, 1999.

Ordoñez, R. E. C. “Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L X80 com Diferentes Arames Tubulares” – Dissertação (Mestrado); Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, Campinas, 2004.

Ordoñez, R. E. C, Silva, J. H. F, Trevisan, R.E. “Estudo do Comportamento das Micro e Macro durezas de Juntas de Aço API 5L X80 Soldadas com Arame Tubular”, Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, Campinas, 2010.

Pedrosa, I. R. V. “Estudo das Transformações de Fase no Aço API 5L X80 para Melhora da Tenacidade à Fratura” - Tese (Doutorado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2012.

Quiao, Z. X.; Liu, Z. C.; Gao, Z. M., “Formation Mechanism of Granular Bainite in a 30CrNi3MoV Steel”. *Journal of Alloys and Compound*, 475: p. 560 -564, 2009.

Quintana, M. A. e Jonhson M. P., “The Effects of Intermixed Weld Metal on Mechanical Properies – Part 1: Dilution from FCAW-S Weld Metal Influences SMAW Mechanical Properies”. Trabalho Apresentado no AWS Anual Meeting, April 13-17, 1997. *Welding Research Supplement*, p. 87-s – 99-s. 1999.

Quites, A. M. “Introdução a Soldagem a Arco Voltaico”. Ed. Soldasoft, Florianópolis, 352p., 2002.

Rodrigues, E. R. “Influência de Parâmetros do Processo FCAW – G nas Características da Solda do Aço ASTM A-36” - Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, Curitiba, 2010.

Rosenthal, D. “The Theory of Moving Sources of Heat and Its Applications to Metal Treatments”. *Transactions of the ASME* vol.68, p. 849-866, 1946.

Roza, E. J. “API 5L X80 ERW Pipelines: Tenaris Confab & Usiminas Development”. 6th, International Pipeline Conference, 2006. *Proceedings*. Alberta, Canadá, American Society of Mechanical Engineers, 7 p., 2006.

Sant’anna, P. C. “Influência de Tratamentos Térmicos Intercríticos na Microestrutura e Propriedades Mecanicas do Aço API 5L X65”. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 168p., 2006.

Santos Neto, M. F. “Caracterização de Soldas em Aços API 5L com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Pré-Aquecimento”. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 87p., 2003.

Silva, A. L. V. C; Mei, P. R. “Aços e Ligas especiais”. 3.ed. São Paulo, Blucher, p. 26 -57, 2010.

Silva, M. C. L. “Soldagem de Tubo de Aço ASTM A106 Gr.B pelo Processo a Arco Elétrico com Arame Tubular com Atmosfera Protegida (FCAW – G)”. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2009.

Silva, R. J. F. “Estudo dos Efeitos dos Tratamentos Termomecânicos sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X70” - Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2010.

Silva Jr., L. A. “Estudos da Transformação de Fases em Pseudos – ZTAs para Aço API 5L X70 Visando Desenvolvimento de Dispositivo Substrato”. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2008.

Silva Jr., L. A.; Yadava, Y. P.; Ferreira, R. A. S. “Simulação das Transformações de Fase em Pontos da ZTA de Juntas Soldadas do Aço API 5L X70”. Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, Recife, 2010.

Silva Jr., S. F., Marques, P. V. “Ensaio não Destrutivo”, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Belo Horizonte, 2006.

Souza, S. A. “Composição Química dos Aços”. 1ª Edição. Editora Edgard Blücher, São Paulo, 1989.

Souza, S. A. “Ensaio Mecânico de Materiais Metálicos. Fundamentos Teóricos e Práticos”. 5ª Edição. Editora Edgard Blücher, São Paulo, 1982.

Teles, P. C. S. “Materiais para equipamentos de processo”. Editora: Interciência. Rio de Janeiro, 2003.

Tenaris Confab. “Processo de Fabricação SAW Longitudinal U-O-E”. Pindamonhagaba, 2012. Disponível em : < http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/files/proc_saw_long.pdf >. Acesso em 27/06/12.

The Welding Institute – TWI. “Metallography of Welds in C Steels”. Slides set number 7. Introductory Notes. First published, 1984.

Tsay, L. W., Chen, Y. C. and Chan, S. L. I. “Sulfide Stress Corrosion Cracking and Fatigue Crack Growth of Welded TMCP API 5L X65 Pipe-Line Steel”, International Journal of Fatigue. Volume: 23, Issue: 2, p. 103-113, 2001.

Valim, M. T. “Tenacidade a Fratura da Junta Soldada Obtida a Arco Submerso de Aço API 5L X80”. Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro - PUCRJ, Rio de Janeiro, 2005.

Wainer, E., Brandi, S. D. & De Melo, F. D. H. “ Soldagem: Metalurgia e Processo”, Editora: Edgard Blücher, São Paulo, 1992.

Welding Handbook, “Welding Processes”, Vol 2. 8th Edition. AWS. 1991.

Yurioka, N. “Comparison of Preheat Predictive Methods”. IIW Document (IX-2025-02), 2002.

Zeemann, A., Emygdio, P. R. O. “Básico de Soldagem”, Tecmetal, 2001. Disponível em: < [http://www.tecmetal.com.br/downloads/cimatec BR/bs. pdf](http://www.tecmetal.com.br/downloads/cimatec_BR/bs.pdf)>. Acesso em 14/05/2012.

Zhao, M. C.; Yang, K.; Shan Y. “The Effects of Thermo-Mechanical Control Process on Microstructures and Mechanical Properties of a Commercial Pipeline Steel”. Materials Science and Engineering, A335: 14-20, 2002.

Zhao, M. C., Yang, K., Xiao, F. R., Shan, Y. Y. “Continuos Cooling Transformation of Undeformed and Deformed Low Carbon Pipe Line Steel”. Materials Science and Engineering, A355: 126-136, 2003.