

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA
E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE
TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS
API 5L X65 E X70.**

ANDERSON LAURSEN

**CAMPINA GRANDE - PB
FEVEREIRO/2014**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA
E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE
TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS
API 5L X65 E X70.**

Anderson Laursen

**CAMPINA GRANDE - PB
FEVEREIRO/2014**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA
E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE
TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS
API 5L X65 E X70.**

Anderson Laursen

Dissertação apresentada ao Programa
de Pós-Graduação em Ciências e
Engenharia de Materiais como requisito
à obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS.

Orientador: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

**CAMPINA GRANDE - PB
FEVEREIRO/2014**



FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCC

- L387i Laursen, Anderson.
Influência do ciclo térmico de soldagem na formação de tensões residuais em juntas soldadas de aços API 5L X65 e X70 / Anderson Laursen. – Campina Grande, 2014.
94 f. : il. color.
- Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2014.
- "Orientação: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".
Referências.
1. Ciclo Térmico de Soldagem. 2. Tensões Residuais. 3. Aço API 5L X65 4. Aço API 5L X70. I. Maciel, Theophilo Moura. II. Título.
- CDU 621.791(043)


INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE
TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API 5L X65 E X70.

ANDERSON LAURSEN

Dissertação Aprovada em 28/02/2014 pela banca examinadora constituída dos
seguintes membros:



Dr. Theophilo Moura Maciel
(Orientador)
UAEM/UFCG



Dr. Marco Antonio dos Santos
(Examinador Externo)
UAEM/UFCG



Dr. Daisy Martins de Almeida
(Examinadora Externa)
UAF/UFCG

"Porque aquele que pede, recebe;
e, o que busca, encontra; e, ao que bate, se abre".

Mateus 7:8

DEDICATÓRIA

A minha esposa Bruna e aos meus filhos Enzo e Lorenzo (ventre), sempre ao meu lado. Vocês são a razão do meu esforço.

AGRADECIMENTOS

A Deus, misericordioso, por ter me dado força, sabedoria, fé e paciência para lidar com os desafios e provações que surgiram durante esta árdua caminhada.

A minha esposa Bruna, meus filhos Enzo e Lorenzo (no ventre) por acreditarem em mim e pelas ausências nos momentos de âmbito familiar.

Aos meus pais Silvio e Zilda por terem me proporcionado a educação e ensinado os valores essenciais da vida. Aos meus irmãos Ana Paula e Alexandre por sempre acreditarem em meu potencial e pelo belo exemplo que eu tomei como referência. Abraços fraternos em todos vocês.

Ao professor Dr. Theophilo Moura Maciel pela sua orientação neste trabalho.

Ao SENAI de Campina Grande-PB através do prof^o Leonel Bezerra por possibilitar que o aluno Raif executasse de forma brilhante os processos de soldagem.

A Raphael Falcão pelo "ponta pé" inicial e por ajudar na pesquisa.

Aos amigos Aureliano Xavier e Rômulo Nascimento pela amizade, incentivo, sugestões e por estarem sempre dispostos a ajudar. Minha eterna gratidão a vocês.

Ao técnico seu Fernando e aos alunos Mariana, Kleanny e Henrique por ajudarem em alguns ensaios. A toda equipe do Labsol: Bruno, Siderley, Adriana, Socorro, Livia, Valmir.

Ao programa de pós-graduação em Ciências e Engenharia de Materiais através do coordenador prof^o Gelmires e a secretária Márcia, pela atenção e a dedicação que foi disponibilizada.

À Usiminas por fornecer as chapas de aço e a Esab pela doação dos consumíveis.

Ao prof^o Carlos José de Araújo por possibilitar o uso do sistema de aquisição de dados para obtenção dos ciclos térmicos.

Ao grupo "Restaurados no Amor de Cristo-XXV ECC Rosário" ferramenta do Senhor que me levou de volta à igreja. Agradeço pelas orações feitas durante a reta final do mestrado.

A empresa Stargesso Ind. Ltda pertencente ao grupo Chaves Mineração e Indústria pelo apoio recebido e por entender as ausências ocorridas para suprir as necessidades da pesquisa.

A todos que de alguma forma, ou simplesmente, apenas torceram para que esse projeto tivesse um final positivo, meus sinceros agradecimentos.

Resumo

O presente trabalho teve como objetivo avaliar a influência do ciclo térmico de soldagem sobre os níveis de tensões residuais em juntas soldadas dos aços API 5L X65 e X70 utilizados na fabricação de dutos para escoamento de petróleo e gás, através de diferentes processos e consumíveis de soldagem. Análise da microdureza e microestrutura também foram verificadas. Os processos utilizados foram soldagem ao arco elétrico: com Eletrodo Revestido (SMAW); com Arame Tubular (FCAW- com proteção gasosa); com Eletrodo de Tungstênio e Proteção Gasosa (GTAW). As tensões residuais transversais e longitudinais foram medidas nas regiões dos passes de raiz (inferior) e de acabamento (superior), através da técnica de difração por raios-X. A aquisição dos ciclos térmicos de soldagem foi pelo método direto através de termopar do tipo Alumel Chromel situado em duas regiões da zona termicamente afetada (ZTA) e o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) e a temperatura de pico (T_p) foram determinados. Foram avaliados os efeitos dos valores de $\Delta t_{8/5}$ sobre a microestrutura nas regiões da ZTA. Tensões residuais compressivas foram encontradas no metal de solda e trativas na ZTA. No passe de raiz, menores valores das tensões trativas foram encontradas para o processo GTAW. Não houve alterações significativas nos valores de microdureza da junta soldada para as condições de soldagem utilizadas.

Palavras-chave: Ciclo Térmico de Soldagem; Tensões Residuais; Aços API 5L X65 e X70.

Abstract

The present work aimed to evaluate the influence of welding thermal cycle on residual stress levels in API 5L X65 e X70 steels welded joints used in pipeline for oil and gas transportation using different welding processes and consumables. Analysis of microstructure and micro hardness were also investigated. The welding process utilized were: Shielded Metal Arc Welding (SMAW); Flux-Core Arc Welding (FCAW-self protected); and Gas Tungsten Arc Welding (GTAW). The transverse and longitudinal residual stress, were measured in regions of the root pass (bottom) and finishing (top), through the technique of X-ray diffraction by a portable diffractometer. The acquisition of welding thermal cycles was by direct method using a thermocouple Chromel Alumel located in two regions of the heat affected zone (HAZ). The cooling time between 800 and 500°C, ($\Delta t_{8/5}$) and the peak temperature (T_p) were measured. The effects of ($\Delta t_{8/5}$) values on the welded joint microstructure were evaluated. Compressive residual stresses were found in the weld metal and trative in the HAZ. Lower values of residual stress were found in root passes welded by GTAW process. There were no significant changes in microhardness welded joint values for the welding parameters used

Keywords: Weld Thermal Cycle; Residual Stress; API 5L X65 e X70 steels.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. JUSTIFICATIVA	4
3. OBJETIVOS	5
3.1. Geral	5
3.2. Específico	5
4. REVISÃO DA LITERATURA	6
4.1 Transportes por dutos	6
4.2 Como são feitos os dutos.....	7
4.3 Dados e Estatísticas	8
4.4 Acidentes envolvendo dutos	11
4.5. Desenvolvimento dos aços API 5L.....	12
4.6 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga - ARBL	15
4.7 Principais Processos de Soldagem utilizados na soldagem de dutos.....	17
4.7.1 Processo FCAW.....	17
4.7.2. Processo GTAW – TIG	20
4.7.3. Processo SMAW.....	21
4.8 Fluxos de Calor na Soldagem.....	24
4.8.1. Principais variáveis do ciclo térmico de soldagem	26
4.8.2. Distribuição da Temperatura.....	28
4.8.3. Efeitos do ciclo térmico de soldagem sobre a taxa de resfriamento.....	31
4.9. Tensões Residuais.....	35
4.9.1. Tipos de Tensões Residuais.....	36
4.9.2. Desenvolvimento de Tensões Residuais em juntas soldadas.....	37
4.9.3. Método para determinação das Tensões Residuais	41
4.9.4. Tensometria por Difração de Raios-X.....	41
4.9.5. Efeito das Tensões residuais sobre as propriedades da solda	42
4.9.6. Efeito das tensões residuais sobre a resistência à fadiga	43
4.9.7. Efeito das tensões residuais na formação de trincas.....	44
4.9.8. Efeito das tensões residuais na corrosão sob tensão.....	45
4.9.9. Método para alívio de tensões residuais em soldagem	45
5. MATERIAIS E MÉTODOS.....	48
5.1. Metal de Base	48

5.2. Processos e Consumíveis de Soldagem.....	48
5.3. Equipamentos utilizados – Fontes de energias.....	49
5.4. Parâmetros de Soldagem	50
5.5. Ciclo Térmico de Soldagem.....	53
5.6. Tensões Residuais.....	54
5.7. Metalografia	55
5.8. Microdureza Vickers.....	55
6. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	57
6.1 Análises das Tensões Residuais	57
6.2 Aquisição dos Ciclos Térmicos de Soldagem	67
6.3. Microdureza.	73
6.4. Análise Microestrutural.....	75
6.5 Influência do ciclo térmico de soldagem nas tensões residuais	82
7. CONCLUSÕES	84
7.1 Sugestões para trabalhos futuros	85
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Etapas básicas para construção de dutos.....	7
Figura 2. Malha dutoviária de gasodutos no Brasil. Fonte – Transpetro	9
Figura 3. Gráfico da extensão de gasodutos nos principais países produtores. [PEMAT 2014].....	10
Figura 4. Projeção de expansão da malha dutoviária que envolve bacias de petróleo em solo canadense (Inside Climate News, 2012)	10
Figura 5. Gráfico da percentagem das causas dos acidentes de dutos no ano de 2013 nos Estados Unidos. (PHMSA,2014).....	11
Figura 6. Gráfico do número de acidentes envolvendo dutos nos EUA. (PHMSA, 2014).....	12
Figura 7. Evolução dos aços API 5L. Gray 1998 apud Lima (2002).....	13
Figura 8. Evolução do processo de fabricação dos aços graus API 5L, Gray (2007).....	14
Figura 9. Ilustração do processo FCAW. (Filho 2009).....	17
Figura 10. Esquema processo FCAW autoprottegido SANTOS NETO (2003). ..	19
Figura 11. Processo de soldagem GTAW (Marques, 2011).....	20
Figura 12. Diferentes polaridades que podem ser usadas no processo GTAW (Marques, 2011).....	21
Figura 13. Soldagem pelo processo de eletrodo revestido (Marques, 2011). ..	22
Figura 14. Junta soldada e suas respectivas microestruturas a partir da variação do ciclo térmico. (Marques 2011).....	24
Figura 15. Ciclo térmico de soldagem (Marques, 2011).....	26
Figura 16. Perfil de distribuição de temperatura durante a soldagem: (a) Velocidade média de soldagem; (b) Velocidade rápida de soldagem (Linnert 1994).....	28
Figura 17. Distribuição de temperatura em uma solda hipotética (Linnert 1994).	30
Figura 18. Ciclos térmicos de soldagem em 5 pontos distintos de acordo com a figura 17, (Linnert 1994).	32
Figura 19. (a) Conjunto de barras presas nas extremidades e (b) Barra central sendo aquecida (Modenesi, 2008).	38
Figura 20. Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (Modenesi, 2008).	38
Figura 21. Tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b), (Modenesi 2011).....	40
Figura 22. Distribuição das tensões residuais longitudinais (a) e transversais (b) em juntas de topo (Kou, 2003).	41
Figura 23. Detalhe para o número de passes aço API 5L X65.....	50
Figura 24. Detalhe para o número de passes aço API 5L X70.....	50

Figura 25 (a) sistema de aquisição de dados; (b) display da temperatura versus o tempo na tela do computador.....	53
Figura 26. Localização dos termopares na ZTA da junta soldada.....	54
Figura 27. Difratômetro portátil para análises de tensão residual.	54
Figura 28. Disposição dos pontos para análise de tensões residuais no passe de raiz (a) e no passe de acabamento (b).....	55
Figura 29. Microdurômetro Digital FM-700;.....	56
Figura 30. Localização das medições de Microdureza junto as regiões do passe de raiz e acabamento.....	56
Figura 31. Perfil de tensões residuais longitudinais no passe de raiz.....	58
Figura 32. Perfil de tensões residuais transversais no passe de raiz.....	59
Figura 33. Soldagem com chanfro em V que favorece a flexão na amostra soldada. (a) sem restrição; (b) com restrição. OLIVEIRA (2009).....	61
Figura 34. Perfil de tensões residuais longitudinais no passe de acabamento. 62	
Figura 35. Perfil de tensões residuais transversais no passe de acabamento. 63	
Figura 36. Efeitos de contração (C), resfriamento superficial super intenso (R) e transformação de fases (T) no perfil das tensões residuais (MACHERAUCH & KLOOS 1987).....	64
Figura 37. Ciclo térmico de soldagem no passe de raiz, processo SMAW para o aço API 5L X65.	68
Figura 38. Ciclo térmico de soldagem no passe de raiz, processo SMAW para o aço API 5L X70.	68
Figura 39. Ciclo térmico de soldagem no passe de raiz, processo GTAW para o aço API 5L X65.	69
Figura 40. Ciclo térmico de soldagem no passe de raiz, processo GTAW para o aço API 5L X70.	69
Figura 41. Ciclo térmico de soldagem no passe de acabamento, processo FCAW para o aço API 5L X65.....	70
Figura 42. Ciclo térmico de soldagem no passe de acabamento, processo FCAW para o aço API 5L X70.....	71
Figura 43. Ciclo térmico de soldagem no passe de acabamento, processo SMAW para o aço API 5L X65.	72
Figura 44. Ciclo térmico de soldagem no passe de acabamento, processo SMAW para o aço API 5L X70.	72
Figura 45. Microdureza Vickers no passe de acabamento.....	74
Figura 46. Microdureza Vickers no passe de raiz.....	75
Figura 47. Micrografia representando o crescimento colunar e refinamento de grãos devido aos passes sub-sequentes.	76
Figura 48. Análise microestrutural para os metais de base.....	77
Figura 49. Análise metalográfica passe de raiz SMAW – X65.....	77
Figura 50. Análise metalográfica passe de raiz SMAW – X70.....	78
Figura 51. Análise metalográfica passe de raiz GTAW – X65.....	78
Figura 52. Análise metalográfica passe de raiz GTAW – X70.....	79
Figura 53. Análise metalográfica passe de acabamento SMAW – X65.	79

Figura 54. Análise metalográfica passe de acabamento SMAW – X70.	80
Figura 55. Análise metalográfica passe de acabamento FCAW – X65.	81
Figura 56. Análise metalográfica passe de acabamento FCAW – X70.	81

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Cálculo das temperaturas de pico	27
Tabela 2. Composição química dos aços utilizados em % peso.....	48
Tabela 3. Composição química dos consumíveis utilizados* (% em peso).....	49
Tabela 4. Consumíveis utilizados nas diferentes juntas e processo	50
Tabela 5. Parâmetros de Soldagem para a junta I. X65.....	51
Tabela 6. Parâmetros de Soldagem para a junta II. X65.....	51
Tabela 7. Parâmetros de Soldagem para a junta III. X65.....	51
Tabela 8. Parâmetros de Soldagem para a junta IV. X65	51
Tabela 9. Parâmetros de Soldagem para a junta V. X70	52
Tabela 10. Parâmetros de Soldagem para a junta VI. X70	52
Tabela 11. Parâmetros de Soldagem para a junta VII. X70	52
Tabela 12. Parâmetros de Soldagem para a junta VIII. X70	53
Tabela 13. Valores das tensões residuais longitudinais no passe de raiz a distâncias de 14 a 4 mm da linha de fusão	58
Tabela 14. Valores das tensões residuais transversais no passe de raiz a distâncias de 14 e 4 mm da linha de fusão	59
Tabela 15. Valores das tensões residuais longitudinais no passe de acabamento à distancias de 18 e 10 mm da linha de fusão.....	62
Tabela 16. Valores de tensões residuais transversais no passe de acabamento a distâncias de -24 e 10 mm da linha de fusão.	64
Tabela 17. Valores máximos de tensões residuais trativas e compressivas para todas as juntas.	66
Tabela 18. Valor médio da energia de soldagem para os processos utilizados.	67
Tabela 19. Valores de T_p e $\Delta t_{8/5}$ para as juntas soldadas.....	72
Tabela 20. Valores de microdureza no passe de acabamento.....	74
Tabela 21. Valores de microdureza no passe de raiz.	75

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS e SÍMBOLOS.

A	Amperes
Å	Angstrons
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AF	Ferrita Acicular
Al	Alumínio
API	American Petroleum Institute
Ar	Argônio
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASME	American Society of Mechanical Engineers.
AWS	American Welding Society
c	Calor Específico (J/g)
C	Carbono
CA	Corrente Alternada
CC	Corrente Contínua
CCC	Cúbico de Corpo Centrada
CFC	Cúbico de Face Centrada
cm	Centímetro
CO ₂	Gás Carbônico
Cr	Cromo
Cu	Cobre
d	Distância interplena
DR-X	Difração por Raios-X
E	Módulo de Young
EPE	Empresa de Pesquisa Energética
EUA	Estados Unidos da América
FC	Agregado Ferrita Carboneto
FCAW	Flux Cored Arc welding
FP (I)	Ferrita Poligonal Intragranular

FS (A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS (NA)	Ferrita com Segunda Fase não Alinhada
g	Gramas
GASBOL	Gasoduto Brasil Bolívia
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
<i>H</i>	Aporte Térmico (Energia de Soldagem)
<i>h</i>	Espessura (mm)
HSLA	High Strength Low Alloy
HV	Dureza Vickers
I	Corrente de Soldagem
IIW	International Institute of Welding
<i>J</i>	Joule
<i>k</i>	Condutividade Térmica
Km	Quilômetros
<i>l</i>	Comprimento Final
<i>l₀</i>	Comprimento Inicial
LBW	Laser Beam Welding
M	Martensita
MB	Metal de Base
mm	Milímetro
MME	Ministério de Minas e Energia
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia Óptica
MPa	Mega Pascal
MS	Metal de Solda
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
O	Oxigênio

P	Fósforo
PEMAT	Plano Decenal de Expansão da Malha de Transporte Dutoviário
PF (G)	Ferrita Primária de Contorno de Grão
PHMSA	Pipeline & Hazardous Materials Safety Administration
S	Enxofre
Si	Silício
SMAW	Shield Metal Arc Welding
T ₀	Temperatura Inicial (°C)
T _f	Temperatura Final (°C)
TGB	Transportadora Brasileira de Gasoduto Brasil Bolívia
Ti	Titânio
TIG	Tungstênio Inerte Gás
T _p	Temperatura de Pico (°C)
TR	Tensões Residuais
TRL	Tensões Residuais Longitudinais
TRT	Tensões Residuais Transversais
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
UFMG	Universidade Federal de Campina Grande
V	Tensão de Soldagem (Volts)
v	Velocidade de soldagem (mm/s)
V	Vanádio
V	Vanádio
W	Tungstênio
y	Distância da linha de fusão (mm)
ZF	Zona de Fusão
ZTA	Zona Termicamente Afetada
α	Coefficiente de Dilatação Térmica Linear
Δl	Varição do comprimento
ΔT	Varição da Temperatura

$\Delta t_{8/5}$	Tempo de Resfriamento entre 800 e 500°C (segundos)
η	Rendimento Térmico
Θ	Ângulo de Difração (°)
λ	Comprimento de Onda
ρ	Densidade (g/mm ³)
σ	Tensão (MPa)
σ_e	Tensão Limite de Escoamento (MPa)
Φ	Velocidade de Resfriamento

1. INTRODUÇÃO

O constante avanço tecnológico aliado ao aumento do consumo de combustíveis e matérias primas para suprir o mercado mundial, tem proporcionado a descoberta de novas fontes desses produtos cada vez mais distantes dos grandes centros industriais. Por exemplo: nos últimos anos cresceu a descoberta de bacias de petróleo na área do Pré-sal, distante milhares de quilômetros da superfície do mar; novas jazidas de minérios estão sendo descobertas e exploradas em regiões que hoje são inviabilizadas logisticamente para construção de grandes empresas beneficiadoras, como é o caso da região gelada da Antártida, coração da floresta amazônica e regiões montanhosas. E esses materiais de alguma forma terão que chegar a nós consumidores.

Para escoar produtos desse tipo, da fonte até o beneficiamento, além de veículos automotores (caminhões, aviões, trens e navios), existem os dutos ou tubulações, que são denominados de acordo com o tipo de material que transportam.

Essas tubulações estão sujeitas a inúmeras condições de uso: subaquática; enterrados; externamente; em relevos montanhosos; e em diversos outros meios. Uma região destes dutos que está mais sujeita a falhas, é a região soldada, ou mais especificamente a junta soldada.

A junta soldada pode ter uma ótima qualidade visual e não possuir defeitos superficiais e sub-superficiais, porém as tensões internas originadas pela contração do material, resfriamento superficial intenso ou pelas transformações de fases durante a operação, denominadas de tensões residuais, podem comprometer a vida útil da estrutura soldada.

Se uma junta soldada se romper os prejuízos ambientais e econômicos serão catastróficos. Portanto é necessário um conhecimento profundo em mensurar e atenuar os valores destas tensões originadas pós-processo de união.

A API (American Petroleum Institute – Instituto Americano de Petróleo) tem especificado a fabricação de tubos, pela norma API 5L através de dois níveis de especificação: PSL 1 e PSL 2 (Product Specification Levels). Essas duas

designações se diferem por características técnicas padrões, onde a classificação PSL 2 é mais rigorosa quanto as propriedades mínimas, principalmente limite de escoamento e resistência a tração, através de adição de elementos de liga melhorando a soldabilidade. Aços acima do grau X70 são todos PSL 2. "Specification for Line Pipe" API (2004).

As tensões residuais, presentes em praticamente todos componentes fabricados e estruturas montadas, podem alterar a capacidade de carga desses quando solicitados a tensões externas. Em particular, tensões residuais oriundas da soldagem podem diminuir a resistência a flambagem, causar fratura frágil e diminuir a vida em fadiga. É então importante estimar a distribuição destas tensões e seus efeitos no desempenho de estruturas soldadas Ju et al. (2003)

Vários são os fatores que influenciam o nível de tensões residuais em soldagem, entre eles, pode-se destacar: o processo de soldagem, o tipo de chanfro empregado, o material a ser soldado, a energia de soldagem e a técnica de soldagem empregada ASM Handbook (1992).

Tensões residuais podem ser determinadas por medidas experimentais ou estimadas usando métodos numéricos. Métodos experimentais incluem hole drilling Bonner (1996) e métodos ultrassônicos Arai et al. (1995) assim como métodos de difração de Raios-X e nêutrons, Araújo et al. (2011), Gurova (1997), Harrison (1981), Parlane (1981) e Costa (2007).

Ajustes adequados dos procedimentos de soldagem, corrente, tensão e velocidade de soldagem, podem diminuir a incidência de tensões residuais pós-operação de união.

Energias de soldagem iguais e com valores distintos de corrente e velocidade de soldagem geram diferentes distribuições de tensões residuais, principalmente no metal de solda (MS), Oliveira et al. (2010). Poucos estudos relacionam o efeito do ciclo térmico de soldagem sobre o nível de tensões residuais para juntas soldadas multipasse. A associação de tensões residuais com as alterações microestruturais devido aos vários ciclos térmicos que ocorrem em uma soldagem de vários passes ocorrem principalmente na Zona Termicamente Afetada fragilizando regiões muito pequenas, diminuindo o limite de escoamento do material, podendo gerar fissuras e romper, por exemplo,

uma tubulação de óleo ou gás, resultando em perdas catastróficas ambientais e até vidas humanas.

Os principais parâmetros que se obtém em um ciclo térmico de soldagem, seja ele direto ou simulado, são: temperatura máxima atingida ou temperatura de pico (T_p); tempo de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$); faixa que ocorre as principais mudanças microestruturais e de fases; e tempo de permanência na T_p .

Esses parâmetros, que são dependentes da energia de soldagem, temperatura de pré-aquecimento e espessura da junta, afetam principalmente a microestrutura e a morfologia do grão na junta soldada. Grãos grosseiros geralmente são maléficos para a tenacidade e resistência do material. Além disso, se a junta soldada ou se a região termicamente afetada possuir uma microestrutura frágil associada a um nível de tensões residuais elevado, o limite de escoamento do aço pode ser atingido e então ocorrer uma fratura frágil.

Sendo assim um trabalho voltado para avaliar a influência de alguns processos e parâmetros de soldagem sobre as principais variáveis do ciclo térmico e os seus efeitos sobre os níveis de tensões residuais e microestrutura em juntas soldadas de aços para tubulações segundo a norma API é bastante oportuno.

2. JUSTIFICATIVA

As tensões de soldagem são tensões residuais internas em equilíbrio, que permanecem na estrutura após a execução da operação de soldagem. São geradas por escoamentos parciais localizados que ocorrem durante o ciclo térmico de soldagem Gurova (1997). Podem atuar decisivamente no comportamento mecânico de componentes e estruturas, podendo ser a principal responsável pela falha dos mesmos. Isto por que, em muitos casos os níveis de tensões observados nas estruturas soldadas são da magnitude do limite de escoamento do material, Harrison (1981) e Parlane (1981).

As juntas soldadas dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), usadas nesse estudo que são utilizadas na fabricação de dutos para transportes de petróleo e gás, estão, portanto, sujeitas a falhas originadas por tensões residuais oriundas do ciclo térmico de soldagem caso não sejam utilizados os parâmetros, processos e procedimentos de soldagem adequados.

No Brasil os aços API 5L X65 e X70 ainda são muito utilizados para fabricação dos dutos. Têm-se o GABSOL que na sua construção foram utilizados essas duas classes citadas acima. Há o projeto em andamento do gasoduto Itaboraí-Guapimirim no Rio de Janeiro com 11 km de extensão que irá utilizar o aço X70 com diâmetro de 24 polegadas (PEMAT, 2014).

Portanto, para evitar falhas na instalação de novos dutos ou em reparos dos já existentes, é de essencial importância o conhecimento do nível e dos tipos de tensões, tratativas ou compressivas, presentes nas juntas soldadas, assim como das microestruturas resultantes do ciclo térmico naquela região.

3. OBJETIVOS

3.1. Geral

Avaliar a influência da variação dos processos e parâmetros de soldagem sobre as variáveis do ciclo térmico e sobre os valores das tensões residuais em juntas soldadas dos aços API 5L X65 e X70.

3.2. Específico

Avaliar o efeito da Temperatura de Pico (T_p) e do Tempo de Resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$), sobre os níveis de tensões residuais, microestrutura e microdureza em juntas soldadas dos aços API 5L X65 e X70.

4. REVISÃO DA LITERATURA

4.1 Transportes por dutos

O escoamento por dutos consiste em levar produtos da sua fonte de extração até sua usina de beneficiamento ou simplesmente transportar o produto já beneficiado de um local para o outro. Diversos produtos são transportados por dutos, destacam-se: petróleo e derivados, gás natural, minérios e combustíveis (etanol e gasolina). Comercialmente os dutos recebem o nome de acordo com o tipo de material que é transportado.

- Oleodutos – Fazem o escoamento de petróleo e seus derivados.
- Gasodutos – Transportam gases, o mais conhecido é o gás natural.
- Minerodutos – escoam os minerais na forma de pelotizados.
- Alcooldutos – um termo brasileiro inserido recentemente no mercado, que faz o transporte do etanol, popularmente conhecido como álcool.

O investimento inicial para construção desse meio de escoamento é muito alto em relação ao transporte por avião, caminhão, trem ou navio, mas em longo prazo se torna muito mais vantajoso. De acordo com dados norte americanos, constatou-se que com US\$ 1.00 é possível transportar, dentro de seu território, uma tonelada de derivados de petróleo a uma distância de 8 km por avião, 30,5 km através de caminhões, 72,5 km por trens, 322 km por navios e 383 km através dos dutos (United States Steel, 1957 Apud Toffolo, 2008).

Além disso, segundo Hopkins (2007), dutos são quarenta (40) vezes mais seguro que o transporte através de linha férrea e (100) vezes mais que o escoamento via caminhões em rodovias. E as vantagens continuam, pois o único meio praticável para escoar grandes quantidades de óleo ou gás são os dutos. De acordo com a AOPL (Association of Oil Pipe Line, 2012), um oleoduto que possa transportar 150 mil barris por dia exigiria 750 cargas de caminhões-tanque diários o que equivale a entregar e descarregar uma carga a cada 2 minutos. Se fosse substituído por trem, exigiria 225 vagões.

Para que todas essas vantagens citadas acima sejam efetivadas é necessário que não ocorram acidentes, pois como será explanado em um dos itens, qualquer pequeno acidente gera prejuízos milionários.

4.2 Como são feitos os dutos

Os dutos na maioria das vezes consistem na união de vários tubos. Essa união é realizada através da soldagem. A construção de dutos em solo brasileiro segue algumas normas. PETROBRAS N-464, N-1744, N-2177 e N-2624, ASME B31.4, ASME B31.8, NBR 12.712 além das normas API 5L. A figura 1 ilustra as etapas básicas de construção.

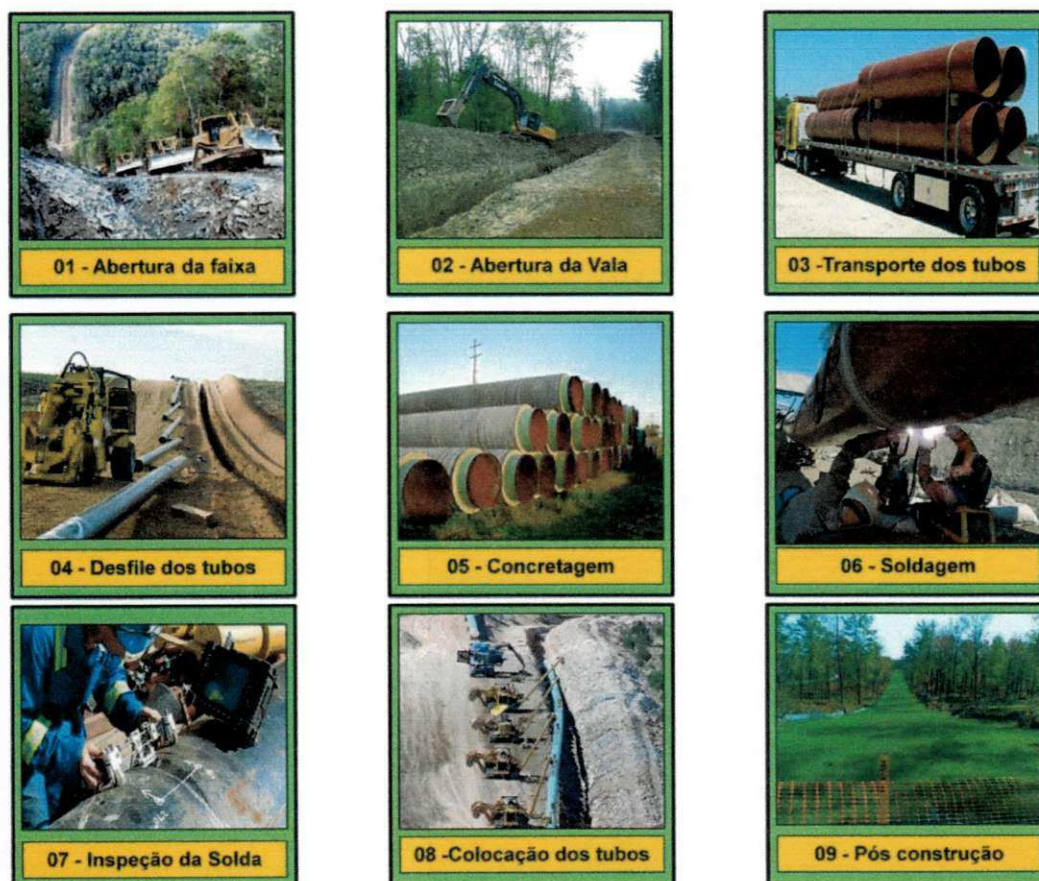


Figura 1. Etapas básicas para construção de dutos.

4.3 Dados e Estatísticas

O principal duto nacional consiste do gasoduto que liga Brasil a Bolívia, GASBOL, com extensão total de 3150 km foi feito com aços da classe API 5L X65 e X70 com diâmetros que variam de 18 a 32 polegadas. O peso total dos 250 mil tubos utilizados é de 540.000 toneladas. A capacidade de transporte é de 30 milhões de m³/dia. O custo total do empreendimento foi de aproximadamente 1,7 bilhões de dólares (TGB – Transportadora Brasileira de Gasoduto Brasil Bolívia S.A).

É necessário com as novas descobertas de bacias de petróleo, e o avanço industrial em áreas mais distantes dos grandes centros, investimento na construção de novos dutos de transporte de petróleo e gás natural. O governo brasileiro através do ministério de minas e energia (MME) e a empresa de pesquisa energética (EPE) elaboraram o Plano Decenal de Expansão da Malha de Transporte Dutoviário – PEMAT 2013-2022. O PEMAT projeta o comportamento esperado da demanda por gás natural, as previsões de produção e de oferta, as condições da infraestrutura além de estimativas de investimento no setor.

A malha brasileira de gasodutos está ilustrada no mapa da figura 2. Além do GASBOL há o gasoduto que liga a região nordeste ao sudeste, GASENE que passa paralelo à costa brasileira, concluído em 2010. Pelo mapa há um mega projeto em estudo que ligará todas as regiões brasileiras. É um projeto grandioso muito maior que o GASBOL que se for concretizado trará muitos benefícios à nação.

O Brasil possui grande potencial de expansão, mas terá que investir pesado na qualificação e retenção da mão de obra. Segundo Marcelo Rennó (coordenador da Rio Pipeline 2013), os principais desafios das indústrias de dutos no Brasil e do mundo estão ligados à eficiência logística e econômica do transporte, sempre observando a preservação do meio ambiente, a segurança operacional e a responsabilidade social. Madiha Kobt, presidente da ASME, 2013, acredita que o grande desafio técnico do cenário atual da indústria de óleo e gás é a integração da indústria dutoviária com as atividades de exploração offshore.



Figura 2. Malha dutoviária de gasodutos no Brasil. Fonte – Transpetro

O Brasil possui um pouco mais de 9 mil Km, enquanto que Argentina 15 mil, Índia 12 mil. Os Estados Unidos lideram com mais de 485 mil km, ou seja a malha é maior que a brasileira quase 53 vezes. O gráfico da figura 3 ilustra a extensão da malha de gasodutos nos principais países produtores.

A figura 4 mostra o mapa da região que compreende os Estados Unidos e Canadá com previsão da expansão da malha dutoviária nos anos de 2012 até 2017. Os investimentos na ordem de 40 bilhões de dólares irão contemplar a construção de mais de 10000 milhas, equivalente a 16000 quilômetros de dutos, que aumentará a capacidade de produção em mais de 3,1 milhões de barris por dia de petróleo da região de Alberta, Canadá (Inside Climate News , 2012)

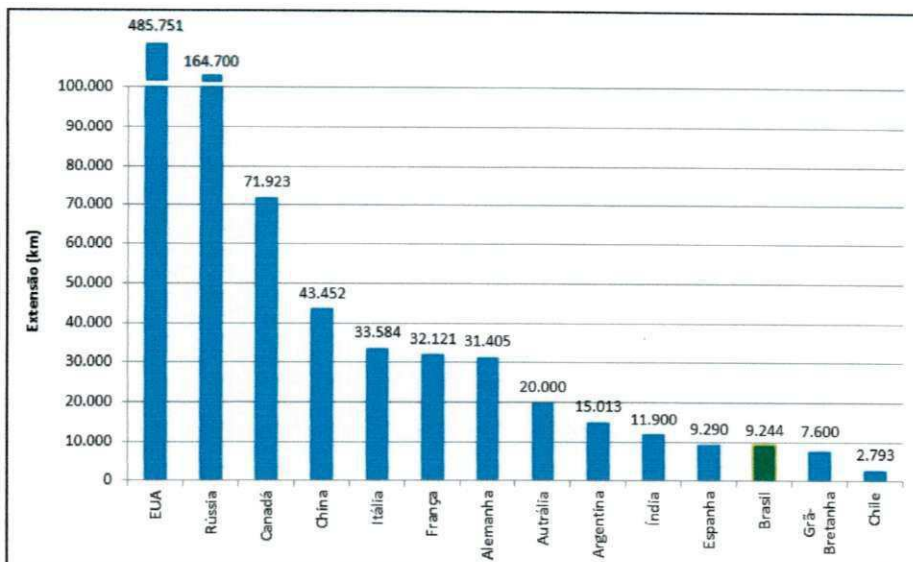


Figura 3. Gráfico da extensão de gasodutos nos principais países produtores. [PEMAT 2014].

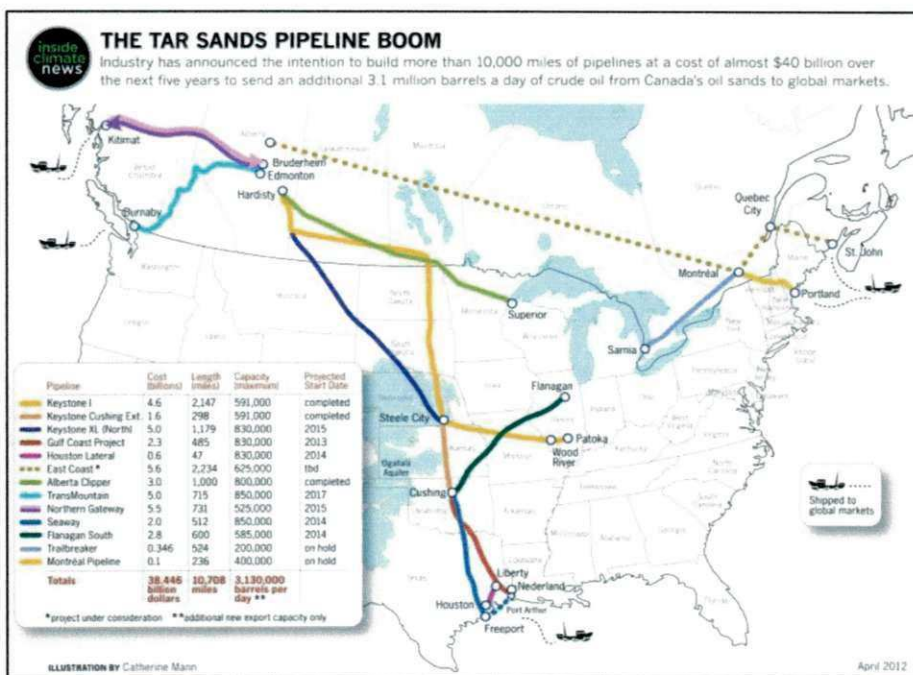


Figura 4. Projeção de expansão da malha dutoviária que envolve bacias de petróleo em solo canadense (Inside Climate News, 2012)

Quanto maior a malha dutoviária, maiores são as chances de acontecer um acidente. O tópico a seguir levanta uma recente estatística de acidentes em tubulações dentro do solo americano. Infelizmente no Brasil ainda não há

dados estatísticos de acidentes envolvendo tubulações, e, portanto não é explanado nesta dissertação.

4.4 Acidentes envolvendo dutos

As principais causas de acidentes envolvendo tubulações são: corrosão (interna e externa), falha na solda, falha no equipamento, operações incorretas, escavações proibidas e causas naturais, figura 5. A corrosão foi a principal causa das rupturas em tubulações, seguido por danos causados por escavações em locais proibidos. Falhas devido a soldas estão dentro dos 31% que engloba defeitos nos equipamentos como válvulas, conexões, bombas entre outros.

Os dados apresentados a seguir se referem aos acidentes que aconteceram entre 1994 e 2013 nos Estados Unidos. A fonte é PHMSA (2014).

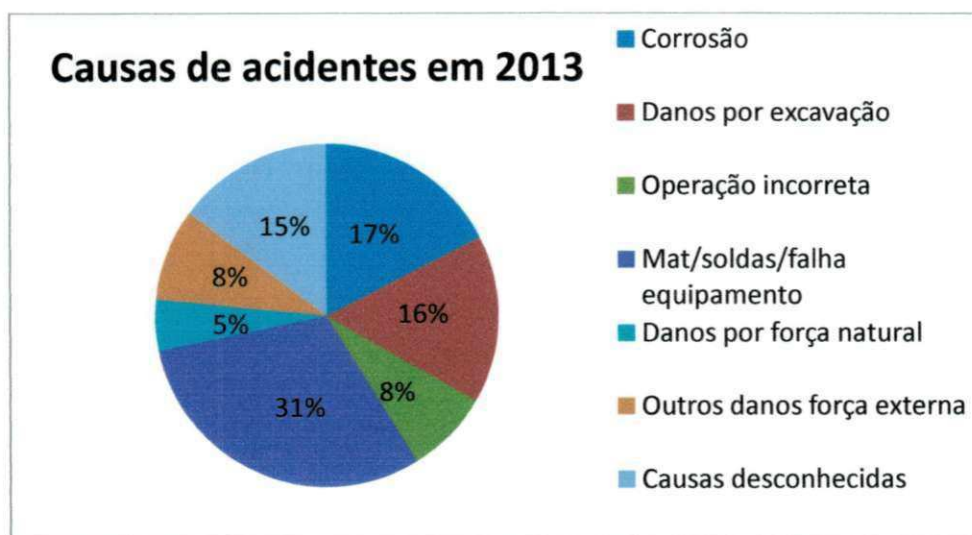


Figura 5. Gráfico da percentagem das causas dos acidentes de dutos no ano de 2013 nos Estados Unidos. (PHMSA,2014)

O gráfico da figura 6 ilustra o número de acidentes por ano envolvendo dutos. A média de acidentes é de 281 por ano e não há uma tendência pra queda na última década.

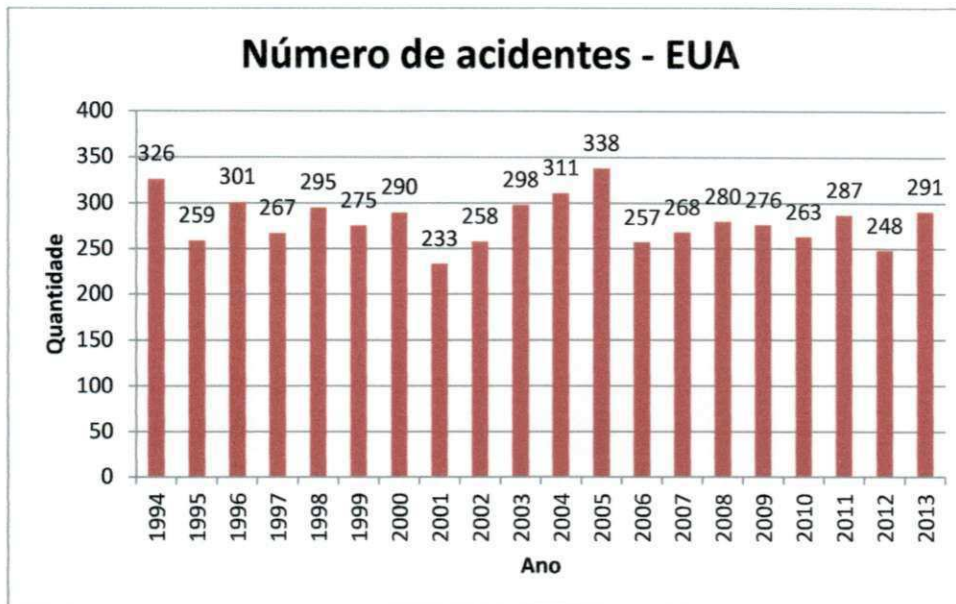


Figura 6. Gráfico do número de acidentes envolvendo dutos nos EUA. (PHMSA, 2014)

O número de vítimas tem caído de forma significativa. Nos últimos três anos há uma média de 10 mortes enquanto que na década de 90 esse número passava de 20. Novas tecnologias de fabricação, mais meios de inspeção e um programa contra acidentes levaram a essa diminuição de vítimas fatais. Quando se rompe uma tubulação os prejuízos podem chegar à grandeza do dinheiro gasto para construir a linha por completo. Em 2010 o prejuízo total com acidentes nos Estados Unidos superou 1,6 bilhões de dólares, ou seja, dinheiro equivalente para construir o GASBOL.

Para diminuir o número de acidentes em tubulações existem normas e procedimentos a serem seguidos. Para fabricação de aços, especificações relacionadas aos processos de soldagem e muitos outros itens existe o Instituto Americano do Petróleo que é referência no setor.

4.5. Desenvolvimento dos aços API 5L

O Instituto Americano de Petróleo (*American Petroleum Institute – API*) fundado oficialmente em 1919 é uma associação comercial que representa todos os aspectos da indústria de petróleo e gás americana. Durante a primeira guerra mundial houve atrasos e falta de equipamento nos campos de

perfuração de petróleo e com isso muitos materiais de diversos fornecedores foram solicitados. O resultado foi caótico, pois não havia um padrão entre os fios, cabos e acoplamentos. Diante disso a associação decidiu criar normas para toda a indústria petrolífera. Em 1924 foram criados os primeiros documentos e hoje a API detém de mais de 500 normas e práticas de operação que engloba todo o segmento, sendo uma das instituições mais respeitadas mundialmente. Dentre os inúmeros propósitos do instituto existe normas para confecção de materiais para uso em tubulações de escoamento de derivados de petróleo (API, 2000- Specification for Line Pipe)

Os aços para tubulação na indústria do petróleo são classificados segundo a API (*American Petroleum Institute*) em função da aplicação, composição química e resistência mecânica. As grades mais comuns dos aços para tubulações são: X42-X46-X52-X56-X60-X65-X70-X80-X100-X120. Os dois últimos dígitos especificam o limite de escoamento mínimo no material em Ksi. Por exemplo, para o aço API 5L X65, limite de escoamento mínimo é 65.000 Ksi (448 MPa), para o X120, 120000 Ksi (827MPa). O cliente também pode optar por uma grade de aço que não esteja citado acima, que vai depender dos elementos de liga que foram adicionados e das condições de processo utilizadas.

As figuras 7 e 8 ilustram a evolução dos aços API 5L em relação a processos de fabricação.

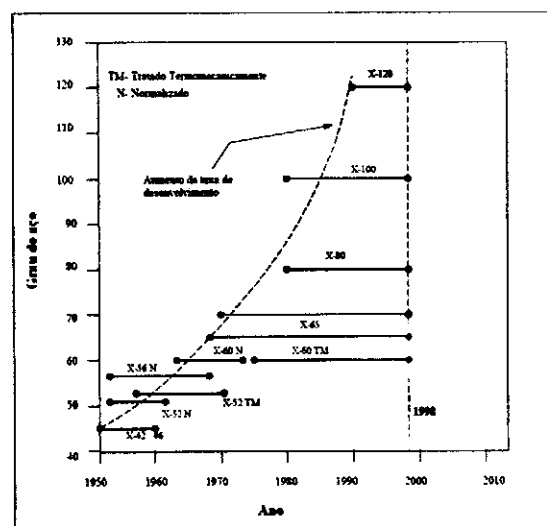


Figura 7. Evolução dos aços API 5L. Gray 1998 apud Lima (2002)

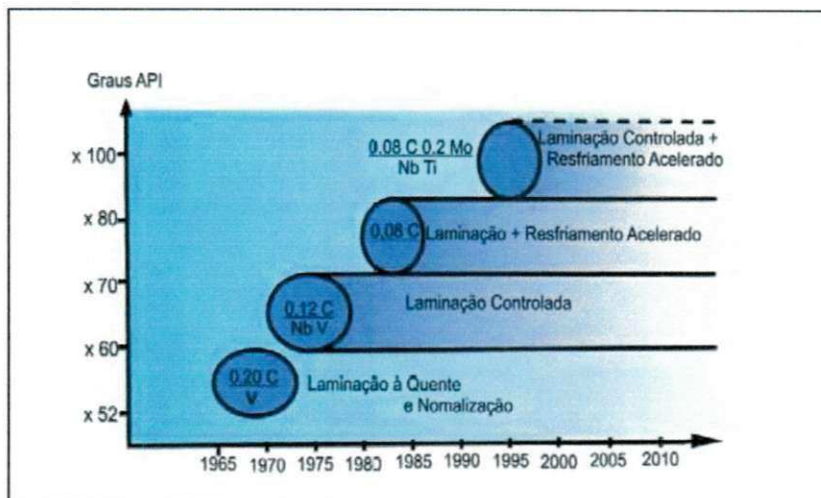


Figura 8. Evolução do processo de fabricação dos aços graus API 5L, Gray (2007).

Os projetos de tubulações para transporte de produtos de petróleo já apresentavam uma preocupação com a engenharia desde antes do início do século 20, com a demanda do uso de óleo combustível. LEIS & BUBENIK (2001) mencionam em seu trabalho que os primeiros oleodutos e gasodutos foram construídos a partir de 1930, devido o início do uso de gás natural associado ao desenvolvimento dos tubos de aço, assim como aos métodos de união de tubos. Isto levou rapidamente a necessidade de fabricação de tubos capazes de suportar maiores pressões internas, em diâmetros cada vez maiores. Desta forma, novos aços com alta resistência e adequados para soldagem foram desenvolvidos para facilitar a construção e, assim, evitando ou minimizando a possibilidade de falhas.

A composição química dos aços para dutos API é variada para fornecer propriedades específicas. Conteúdos máximos e mínimos são descritos na especificação API 5L para vários graus.

Os aços microligados são aços constituídos por baixos teores de carbono e elementos de liga tais como nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V), resultando nos chamados aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos como ARBL. O desenvolvimento ininterrupto de aços microligados da classe API de graus mais elevados possibilitou a obtenção de aços com características de boa soldabilidade, resistência mecânica e tenacidade elevada, tornando-os aptos para a fabricação de dutos, Hippert Jr. (2003).

Até os anos 70, os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) eram produzidos pelo processo de laminação à quente seguido de normalização, processo este, também utilizado na fabricação dos aços de grau até X60. Nos anos 70, desenvolveu-se o processo de conformação termomecânica, permitindo a evolução dos aços até o grau X70, com reduzidos teores de carbono e adição de elementos de liga como o nióbio e o vanádio. Nos anos 80, esta tecnologia foi aperfeiçoada, com a introdução do processo de resfriamento controlado adicionado à laminação termomecânica, possibilitando a produção do aço X80, com teores de carbono ainda mais reduzidos. Nos últimos anos, tem sido testada com sucesso a inserção de elementos de liga como o molibdênio, o cobre e o níquel, além de processos modificados de resfriamento controlado, possibilitando o desenvolvimento do aço de grau X100 e X120, Neto (2003).

4.6 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga - ARBL

Diante do grande avanço tecnológico, tornou-se possível o desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga, conhecido no Brasil como classe ARBL. Foram várias modificações nas técnicas de fabricação nos últimos 60 anos acerca da compreensão dos fatores que controlavam a resistência e a tenacidade de materiais cristalinos. Desde então, com a utilização de processo de laminação controlada, consegue-se aços com ótimas combinações de propriedades mecânicas com a microestrutura presente, Albuquerque (2010).

Os aços de alta resistência e baixa liga apresentam propriedades mecânicas superiores, combinando características como elevada resistência mecânica e tenacidade, atribuídas a fatores como composição química, controle do processo termo-mecânico de fabricação e microestrutura final. A laminação controlada, seguida por resfriamento controlado, é um dos processos mais utilizados na obtenção de aços de alta resistência e baixa liga com uma combinação desejável de resistência, soldabilidade e tenacidade e está associado com diferentes mecanismos de reforço, dentre eles o refino do grão, Bakkaloglu (2002).

O refino do tamanho do grão é a questão fundamental para otimização de propriedades nos aços de tubulação, que atribuem ao refino do tamanho de grão o foco principal da pesquisa em aços. O refino do grão ferrítico é um dos procedimentos mais utilizados para o reforço do aço, pois torna possível, concomitantemente, o aumento da tenacidade e da resistência mecânica, Hodgson et al. (1999) e Matsumura & Yada (1987) atribuem o refino do grão ferrítico à transformação da austenita em ferrita e à recristalização dinâmica da ferrita, enquanto, Bakkaloglu (2002) a otimização do refino do grão ferrítico é alcançada pela maximização da área do contorno de grão da austenita por unidade de volume.

A adição de pequenos teores de nióbio, vanádio e titânio ao aço para laminação controlada é outra forma de se efetuar o refino do grão pois esses elementos formam microconstituintes que atuam como fixadores do contorno de grão austenítico, impedindo seu crescimento durante o processo de laminação à quente como consequência da formação de carbonitretos e, posteriormente, aumentando a resistência mecânica do aço devido ao endurecimento por precipitação, verificado no estudo de Costa Neto (1989). O autor menciona que o Nb (C, N) é o fixador de contorno de grão mais efetivo, seguido pelo Ti (C, N) e V (C, N), respectivamente. ZHAO *et al.* (2003) observaram o endurecimento por precipitação de um aço para dutos, onde a presença de carbonitretos de nióbio e vanádio, dispersos na matriz ferrítica, promoveu um aumento da densidade de discordâncias, devido ao bloqueio de seu movimento, resultando no aumento da resistência mecânica do aço.

O desenvolvimento dos aços ARBL e de graus mais elevados de aços microligados da classe API com maior resistência mecânica foi também influenciado pela necessidade de fabricar tubulações com grande diâmetro, com menor espessura de parede e operando sob alta pressão. Com isso, permitindo aumentar a produtividade, tanto pela redução do peso da estrutura, quanto pelo aumento do volume de fluido transportado com segurança, através de grandes distâncias, Buzzichelli & Anelli (2002).

4.7 Principais Processos de Soldagem utilizados na soldagem de dutos.

4.7.1 Processo FCAW.

O processo de soldagem ao arco elétrico com arame tubular (Flux-Cored Arc Welding – FCAW) é um processo que produz a coalescência de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo, que pode ser suplementada por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. Além da proteção, os fluxos podem ter outras funções, semelhantes às dos revestimentos dos eletrodos, como desoxidar e refinar o metal de solda, adicionar elementos de liga, estabilizar o arco, etc. A técnica mais comum para a produção do arame tubular envolve o dobramento de finas fitas metálicas até a forma de um "U", quando o fluxo constituinte é depositado, fechando-se esta fita até uma seção circular e reduzindo o diâmetro do tubo por trefilação.

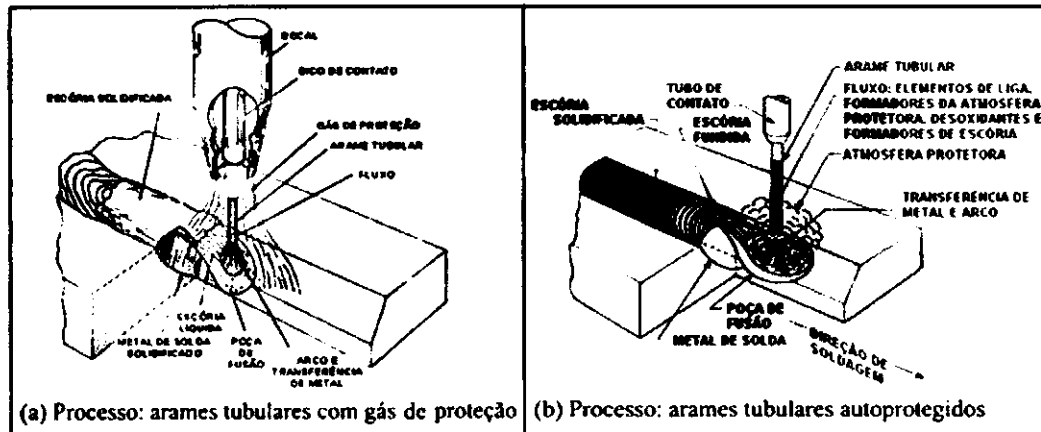


Figura 9. Ilustração do processo FCAW. (Filho 2009)

Existem duas variações básicas do processo arame tubular, uma em que toda a proteção necessária é gerada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamada de arame autoprotetido figura 9 (a) e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás, geralmente o CO_2 figura 9 (b).

Processo FCAW com gás de proteção adicional

O gás auxiliar é fornecido externamente ao equipamento de soldagem, fluindo pelo bocal da tocha que é a mesma utilizada para o processo GMAW (Gas Metal Arc Welding). Uma variação deste processo reside no uso do arame tubular com alma metálica, que contém em seu fluxo somente ingredientes metálicos, sendo o principal constituinte o pó de ferro, WIDGERY (1994).

De acordo com MYERS (2002), a soldagem com o arame tubular de alma metálica resulta em pouca escória, formada por pequenas ilhas superficiais de silício, sendo este fato favorável à soldagem em múltiplos passes, pois aumenta a eficiência do processo, inexistindo a necessidade de remoção da escória formada.

Processo FCAW autoprottegido

A proteção do metal de transferência é realizada pela fusão do fluxo do arame tubular, que gera gás protetor. Além desta função, o fluxo é responsável pela estabilização do arco elétrico, pela transferência de elementos de ligas adicionais e pelo controle da escória. Portanto, uma composição adequada do fluxo é fundamental, pois pode gerar restrições em sua utilização, SANTOS NETO (2003).

Este processo de soldagem é adequado para situações de soldagem em campo, onde a influência de ventos brandos não afeta a qualidade do cordão de solda.

A transferência metálica em soldagens com arames tubulares autoprottegidos é caracterizada pela formação do “efeito colchão” que é causado pela reflexão de parte do gás de proteção gerado pela decomposição do fluxo após atingir a superfície da poça de fusão. A gota fundida formada flutua neste colchão gasoso, deslocando-se do eixo do arame e girando em sua parte metálica, como esquematizada na figura 10.

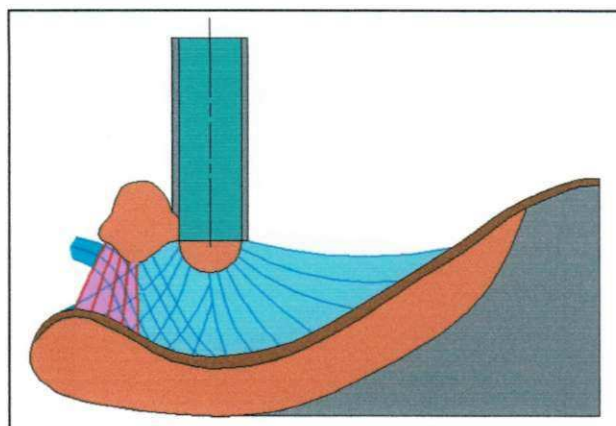


Figura 10. Esquema processo FCAW autoprottegido SANTOS NETO (2003).

A soldagem com arames tubulares é normalmente um processo semiautomático e muito semelhante ao processo MIG/MAG, no que diz respeito a equipamentos e princípios de funcionamento. Por outro lado, o processo também tem suas semelhanças com a soldagem por eletrodos revestidos, do ponto de vista metalúrgico. Assim, a soldagem com arames tubulares é um processo que acumula as principais vantagens da soldagem GMAW, como o alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição e alto rendimento, que resultam em grande produtividade e as vantagens da soldagem SMAW como alta versatilidade, possibilidade de ajustes de composição química do metal de solda e facilidade de operação em campo.

O processo FCAW pode ser otimizado para três situações principais: alta produção, alta velocidade de soldagem e soldagem fora de posição. No primeiro caso, utiliza-se normalmente elevado "stickout". A segunda alternativa é usada para deposição de soldas longas, com secção não muito grande, particularmente soldas de filete. O último caso refere-se à soldagem em diferentes posições com um único conjunto de parâmetros operacionais.

A soldagem com arame tubular tem sido usada nas indústrias naval e nuclear, na construção de plataformas petrolíferas e na fabricação de componentes e estruturas de aços carbono. Também está sendo muito utilizada na manutenção e reparos de tubulações e estruturas em campo aberto que exigem rápidos procedimentos.

4.7.2. Processo GTAW – TIG

A soldagem ao arco elétrico com eletrodo de Tungstênio e proteção gasosa (GTAW – Gas Tungsten Arc Welding) é um processo no qual a união de peças metálicas é produzida pelo aquecimento e fusão destas através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio, não consumível, e as peças a unir, figura 11. A proteção da poça de fusão e do arco elétrico contra a contaminação da atmosfera é feita por uma nuvem de gás inerte ou misturas de gases inertes.

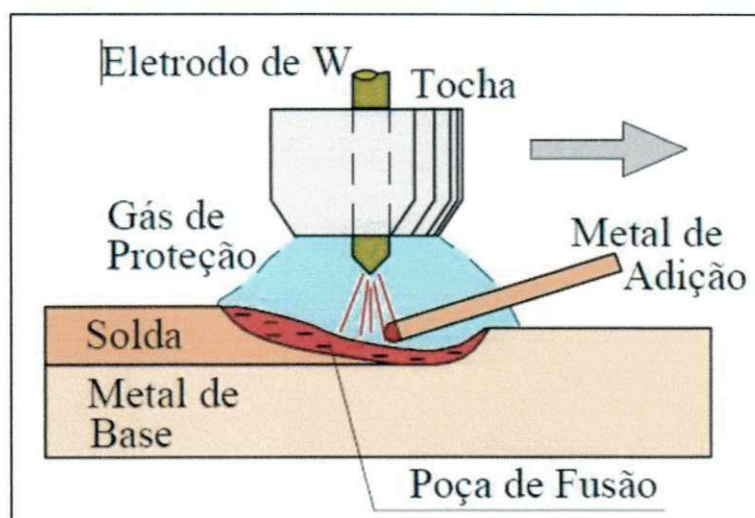


Figura 11. Processo de soldagem GTAW (Marques, 2011)

Seu grande desenvolvimento deveu-se à necessidade de disponibilidade de processos eficientes de soldagem para materiais difíceis, como o Alumínio e Magnésio.

Uma característica importante deste processo é o excelente controle da energia transferida para a peça, devido ao controle independente da fonte de calor e da adição de metal de enchimento, semelhantemente ao que ocorre na soldagem oxiacetilênica. Isso torna o processo bastante adequado para a soldagem de peças de pequena espessura e, aliado à eficiente proteção contra a contaminação, permite a soldagem de materiais de difícil soldabilidade.

A proteção contra o ar é muito melhor que o processo SMAW, pois um gás inerte, geralmente Argônio ou Hélio, é usado como gás de proteção e está

direcionado exatamente para a poça de fusão. Há três combinações a respeito da polaridade a ser usada no processo, figura 12:

a-) Corrente Contínua com Eletrodo no polo Negativo, ou polaridade direta (*DCEN – direct current electrode negative*) . Produz uma maior penetração e uma poça de fusão estreita.

b-) Corrente Contínua com Eletrodo no polo Positivo, ou polaridade reversa (*DCEP – direct current electrode positive*). Pouca penetração com uma superfície mais livre de impurezas, no caso, os óxidos que se formam.

c-) Corrente alternada (*AC-alternating current*). Penetração intermediária com a possibilidade de limpeza dos óxidos da superfície. É frequentemente usado para soldagem de Alumínio, Magnésio e suas ligas.

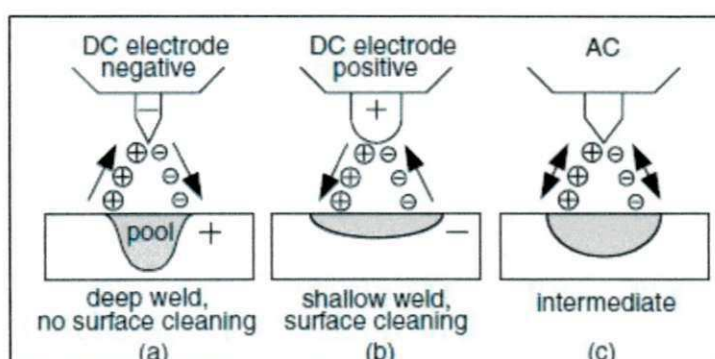


Figura 12. Diferentes polaridades que podem ser usadas no processo GTAW (Marques, 2011).

O fato de o eletrodo ser não consumível possibilita a soldagem sem adição de metal de enchimento. Isso pode ser interessante na soldagem de chapas finas. Além disso, como não existem reações metal-gás e metal-escória, não há grande geração de fumos e vapores, o que permite ótima visibilidade para o soldador.

4.7.3. Processo SMAW

O processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodos revestidos – (SMAW – Shielded Metal Arc Welding) é um processo que produz a coalescência entre metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico

estabelecido entre um eletrodo metálico revestido e a peça que está sendo soldada, figura 13.

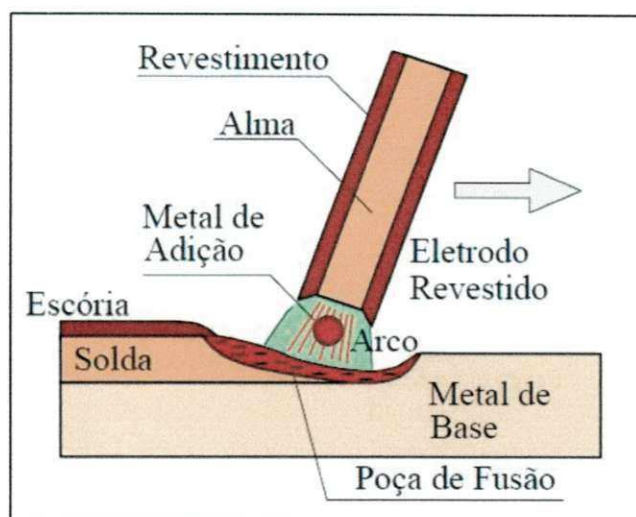


Figura 13. Soldagem pelo processo de eletrodo revestido (Marques, 2011).

O eletrodo revestido consiste de uma vareta metálica, chamada de “alma”, trefilada ou fundida, que conduz a corrente elétrica e fornece metal de adição para enchimento da junta. A alma é recoberta por uma mistura de diferentes materiais, numa camada que forma o “revestimento” do eletrodo. Este revestimento tem algumas funções:

- Estabilizar o arco elétrico
- Ajustar a composição química do cordão, pela adição de elementos de liga e eliminação de impurezas.
- Proteger a poça de fusão e o metal de solda contra a contaminação pela atmosfera, através da geração de gases e de uma camada de escória.
- Conferir características operacionais, mecânicas e metalúrgicas ao eletrodo e à solda.
- Dissolver óxidos e contaminações na superfície da junta.
- Reduzir a quantidade de respingos e fumos.

A possibilidade de inúmeras formulações para o revestimento explica a principal característica deste processo, que é a sua grande versatilidade em termos de ligas soldáveis, características operacionais e características mecânicas e metalúrgicas do metal depositado. O custo relativamente baixo e

a simplicidade do equipamento necessário, comparados a outros processos, e a possibilidade de uso em locais de difícil acesso ou abertos, sujeitos à ação de ventos, são outras características importantes.

A soldagem com eletrodos revestidos foi o principal processo de soldagem usado industrialmente até os anos 60. A partir daí sua importância relativa vem decrescendo, particularmente nos países mais desenvolvidos, Marques (2011). No entanto é necessário olhar para a realidade, onde, a grande esmagadora percentagem das soldas de manutenção é realizada pelo processo SMAW.

Consumíveis

Os consumíveis, comercialmente denominados de eletrodos são classificados de acordo com o tipo de revestimento:

- Celulósicos – possui uma elevada quantidade de material orgânico, cuja decomposição no arco gera grande quantidade de gases que protegem a poça de fusão. A quantidade de escória produzida é pequena, o arco é muito violento, causando grande volume de respingos e alta penetração, quando comparado aos outros tipos de revestimento. Não é adequado para o enchimento de chanfros.
- Básico – contém quantidade apreciável de Carbonato de Cálcio e Fluorita, capaz de gerar uma escória básica que, juntamente com o Dióxido de Carbono gerado pela decomposição do carbonato, protege a solda do contato com o ambiente. Não possui substâncias orgânicas em sua formulação, apresenta média penetração com boa tenacidade. É indicado para aplicações de alta responsabilidade, soldagens de grandes espessuras e para estruturas de alta rigidez. Esses revestimentos são altamente higroscópicos, e os eletrodos deste tipo requerem cuidados especiais de armazenagem e secagem.
- Rutilico – contém quantidade significativa de Rutilo (TiO_2) e produz uma escória abundante, densa e de fácil destacabilidade. Apresentam média ou baixa penetração.
- Ácido – constituído principalmente de Óxido de Ferro e Manganês e Sílica, produz escória ácida abundante, porosa e de fácil remoção. Apresenta penetração média e sua taxa de fusão é elevada, levando a

uma poça de fusão volumosa, o que limita sua aplicação às posições plana e horizontal.

- Oxidante – constituído principalmente de Óxido de Ferro e Manganês, produz escória oxidante, abundante e fácil de destacar. Apresenta baixa penetração, não é adequado para aplicações de responsabilidades elevadas. É pouco usado atualmente.

4.8 Fluxos de Calor na Soldagem

Na maioria dos processos de soldagem, a junta precisa ser aquecida até uma temperatura adequada. Em particular na soldagem por fusão, trabalha-se com fontes de calor de elevada temperatura (2000 a 20000°C) e concentradas (arco elétrico, cuja intensidade atinge cerca de $8 \times 10^8 \text{ W/m}^2$), as quais, ao serem deslocadas ao longo da junta, resultam na formação da solda pela fusão e solidificação localizadas da junta. Esta aplicação concentrada de energia gera, em pequenas regiões, temperaturas elevadas, altos gradientes térmicos (10^2 e $10^3 \text{ }^\circ\text{C/mm}$), variações bruscas de temperatura (chegando até $10^3 \text{ }^\circ\text{C}$) e, conseqüentemente, extensas alterações de microestrutura e propriedades, em um pequeno volume de material, Marques (2011).

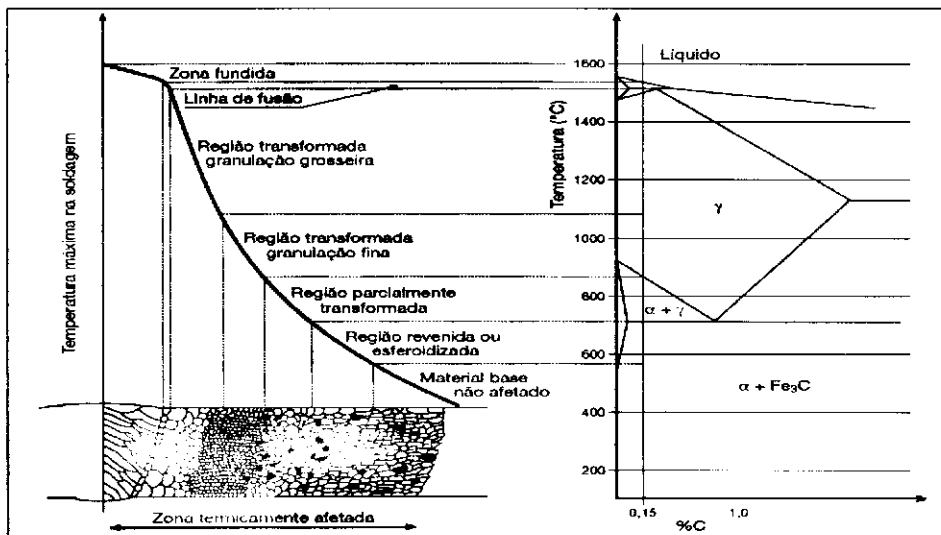


Figura 14. Junta soldada e suas respectivas microestruturas a partir da variação do ciclo térmico. (Marques 2011)

A figura 14 representa o comportamento microestrutural associado ao ciclo térmico de cada região para uma junta soldada de um aço carbono comercial. As regiões estão representadas desde a zona fundida com a formação de grão colunares, passando por todas as transformações que ocorrem na zona termicamente afetada até o metal de base que não foi afetado pela temperatura durante o processo de soldagem.

O fluxo de calor na soldagem pode ser dividido em duas etapas: fornecimento de calor a junta e dissipação deste calor pela peça.

Na primeira etapa, um parâmetro importante para caracterizar o processo é a energia de soldagem, também denominado de aporte térmico ou *heat input*, é definida como a quantidade de energia fornecida à junta por unidade de comprimento da mesma. Na soldagem a arco, pode-se considerar o arco como a única fonte de calor, e a sua energia de soldagem pode ser expressa por:

$$H = \frac{\eta V I}{v} \quad \text{Eq 01}$$

Onde H é a energia de soldagem (J/mm), η é a eficiência térmica do processo, V é a tensão no arco (V), I é a corrente de soldagem (A), e v é a velocidade de soldagem (mm/s).

Na segunda etapa, a dissipação de calor ocorre principalmente por condução, na peça, das regiões aquecidas para o restante do material. A evolução de temperatura em diferentes pontos, devido a soldagem, pode ser estimada teórica ou experimentalmente. Cada ponto do material localizado próximo à junta experimentará uma diferente variação de temperatura devido à passagem da fonte de calor, gerando uma curva de temperatura versus tempo. Esta curva é chamada de Ciclo Térmico de soldagem, figura 15, e pode ser relacionado ao "tratamento térmico" que o ponto sofreu durante a soldagem.

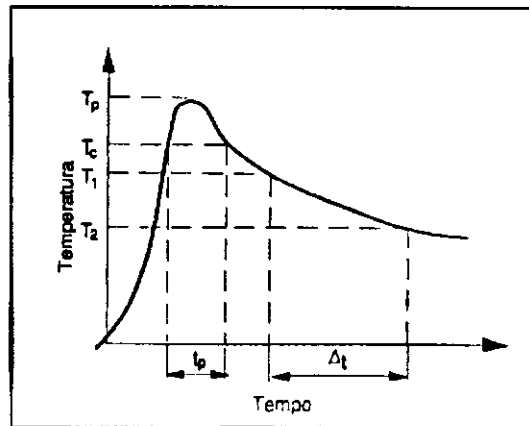


Figura 15. Ciclo térmico de soldagem (Marques, 2011).

4.8.1. Principais variáveis do ciclo térmico de soldagem

Temperatura de Pico (T_p) – é a temperatura máxima atingida pelo ponto. A temperatura de pico indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais, determinando assim, a extensão da região afetada pelo calor durante a soldagem.

A dificuldade em medir a temperatura de pico em um local específico em vários tipos de soldas levou a muitas investigações sobre modelos matemáticos e assim desenvolver modelos de distribuição completos que retratam a temperatura em pontos finitos de interesse qualquer durante o aquecimento ou resfriamento. A literatura contém algumas soluções e equações propostas para modelos térmicos de soldagem; incluindo o modelo quase estacionário. Como um exemplo, a equação abaixo foi desenvolvida a partir das pesquisas de Adams, que prevê a distribuição de temperatura de pico no metal de base, considerando soldas em: único passe, total enchimento ou revestimentos.

$$\frac{1}{T_p - T_0} = 4,133 \frac{\rho c h y}{H} + \frac{1}{T_f + T_0} \quad \text{Eq 02}$$

Onde ρ é a densidade do material (g/mm^3); c é o calor específico do metal de solda (J/g); ρC e o calor específico volumétrico (J/mm^3); h é a espessura da peça (mm); y é a distância do ponto considerado à linha de fusão do material; T_p é a temperatura de pico que se deseja ($^\circ\text{C}$) T_0 é a temperatura inicial; T_f é a temperatura de fusão ($^\circ\text{C}$); e H é a energia de soldagem.

Para demonstrar a influência da distância à linha de fusão, seja uma solda a arco elétrico para um aço de espessura 5 mm com os seguintes parâmetros:

$T_0 = 25^\circ\text{C}$ $V = 20\text{V}$ $H = 720\text{J/mm}$
 $T_f = 1510^\circ\text{C}$ $I = 200\text{A}$ $\eta = 0,9$
 $\rho C = 0,0044\text{ J/mm}^3$ $v = 5\text{mm/s}$

Tabela 1. Cálculo das temperaturas de pico

Y (mm)	Tp (°C)	Y (mm)	Tp (°C)	Y (mm)	Tp (°C)
0,5	1382	2,0	1105	3,5	921
1,0	1275	2,5	1036	4,0	873
1,5	1184	3,0	976	4,5	830

Como esperado, as temperaturas de pico caíram com o aumento da distância ao centro da linha de fusão.

Esse tipo de informação permite que se obtenha uma estimativa da largura da Zona Termicamente Afetada pelo calor, considerando uma temperatura mínima necessária para provocar uma alteração de microestrutura em um dado metal. Além disso, qual o efeito que um pré-aquecimento sobre a temperatura de pico e por consequente também na ZTA. Para uma compreensão fundamental dos papéis desempenhados pelas características básicas, equações desse tipo muito úteis.

É importante ressaltar que alguns fatores encontrados durante o processo de soldagem real pode invalidar rapidamente a aplicação dessa equação. Além disso, as constantes físicas dos metais podem mudar com a variação da temperatura e se conhecida tais variações, a previsão exige longos cálculos.

Em aço, o cálculo preciso da temperatura é mais complicado que nos outros metais, como o Alumínio ou Cobre, devido à diferença significativa da condutividade térmica das duas formas principais da estrutura cristalográfica que podem existir em áreas aquecidas: CCC e CFC.

Os parâmetros de soldagem afetam a distribuição de temperatura ao longo do material. A velocidade de soldagem, por exemplo, altera a espessura do gráfico. Quanto maior a velocidade de soldagem, mais estreito é a forma do gráfico, mantendo as outras condições iguais. As figuras 16(a) e 16(b) ilustram o efeito dessa velocidade na distribuição da temperatura.

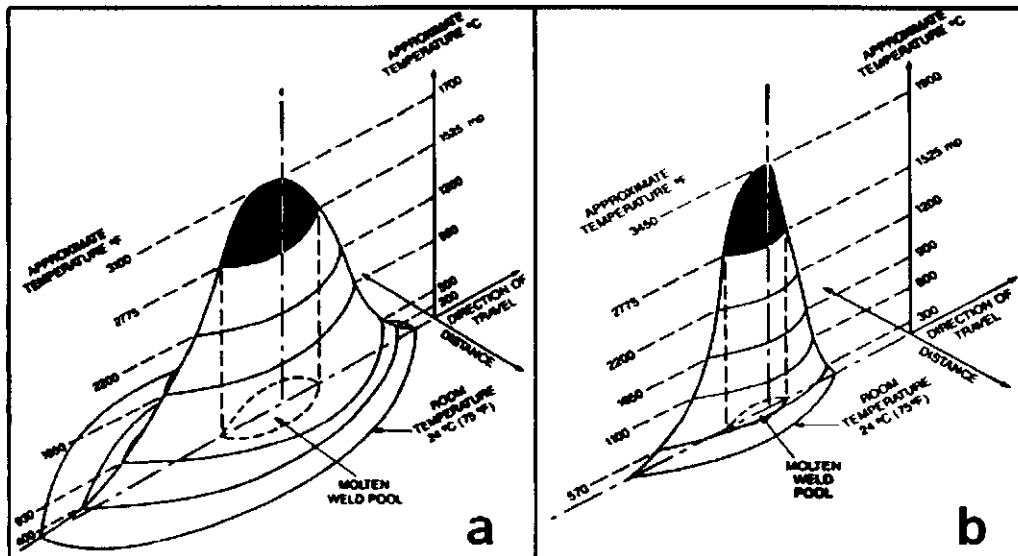


Figura 16. Perfil de distribuição de temperatura durante a soldagem: (a) Velocidade média de soldagem; (b) Velocidade rápida de soldagem (Linert 1994).

As temperaturas variam desde a ambiente para determinadas distâncias no metal de base até a zona fundida onde se encontra a temperatura máxima. A inclinação do gradiente de temperatura varia em função da fonte de calor, da diferença dos níveis de temperatura em suas extremidades e o intervalo entre os dois. As temperaturas na poça de fusão, em aço, podem variar de 1650 a 2400°C. Para os processos que utilizam feixe de energia, como o laser (LBW – Laser Beam Welding), a temperatura no local onde incide o feixe pode chegar a 3000°C, atingindo o ponto de ebulição do aço.

Com o aumento da velocidade de soldagem, as isoterms ficam mais próximas a fonte de calor para todas as direções, em especial àquelas a frente da fonte. Em muitos casos, o acréscimo na velocidade de soldagem pode provocar uma fusão ineficiente e para suprir essa deficiência é necessário aumentar a energia de soldagem e com isso eleva-se a temperatura no arco elétrico. Consequentemente o pico de temperatura aumenta.

4.8.2. Distribuição da Temperatura

A distribuição de temperatura durante a maioria das operações de soldagem está em contínua mudança devido ao aquecimento e resfriamento do

local da fonte de calor e adjacências até que todo conjunto resfrie até a temperatura ambiente. Este comportamento dinâmico faz com que a interpretação gráfica da distribuição de temperatura durante a soldagem, seja bastante difícil como ilustrada nas figuras 16(a) e 16 (b). Gráficos deste tipo mostram a temperatura instantânea em um momento específico no caminho da soldagem – geralmente o momento de temperatura de pico é observado no metal de base afetado imediatamente adjacente a fonte de calor. Como essa fonte de calor continua a percorrer uma determinada região, e como o calor é conduzido para as zonas mais frias, a distribuição de temperatura varia. A extensão do superaquecimento no metal de solda e a condutividade térmica do metal de base desempenham fatores cruciais na distribuição da temperatura em cada ponto em específico, Linnert (1994)

A figura 17 é uma ilustração das alterações de temperatura em um corpo de prova soldado hipotético que mostra a rápida mudança na temperatura durante a produção e resfriamento de uma solda hipotética usando, por simplificação, uma fonte instantânea de calor. A linha identificada pela letra "A" no diagrama mostra a distribuição de temperatura que seria encontrada em um material que não tivesse condutibilidade térmica, onde a temperatura no metal de solda é maior que o ponto de fusão do metal e a temperatura no metal de base não se altera. É claro que não existe material com esse comportamento.

Após o término do fornecimento do aporte térmico, a curva "B", indica que começa a ocorrer o resfriamento e o metal de base ainda sólido, provoca a instantânea T_p na zona fundida menor que o real. Também a curva "B" mostra um pequeno gradiente decrescente de temperatura na zona fundida na direção da linha de fusão porque o fluxo de calor se desloca para o metal base.

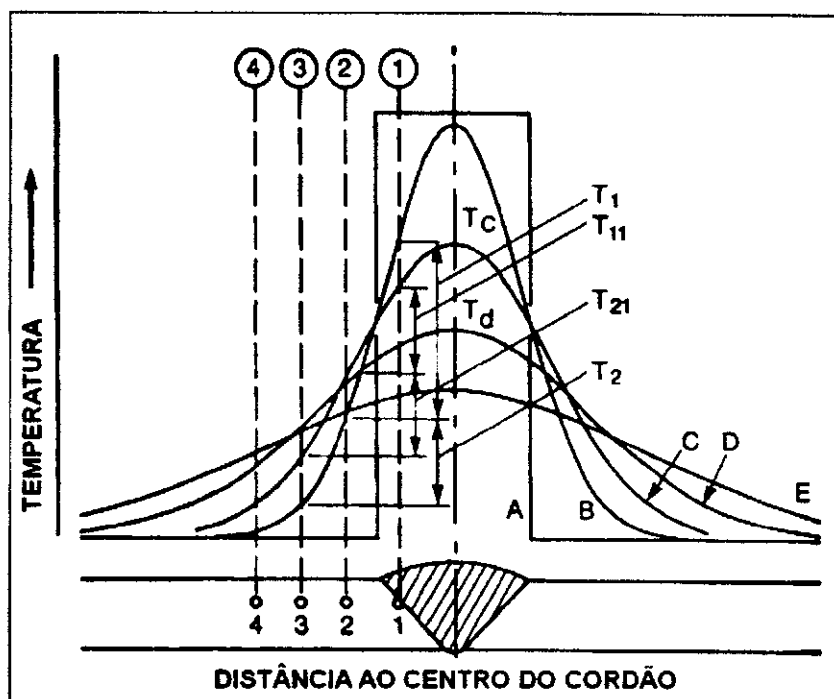


Figura 17. Distribuição de temperatura em uma solda hipotética (Linnert 1994).

O primeiro local de interesse é o ponto identificado pelo número 1, imediatamente adjacente à linha de fusão. O calor da zona fundida aumentou a temperatura do metal de base a um nível quase igual ao limite de fusão encontrado na zona fundida.

A uma distância um pouco mais afastada da poça de fusão se encontra a região identificada pelo ponto 2., onde a temperatura foi a metade da encontrada no ponto 1. No ponto 3 é apenas um terço que a temperatura encontrada no ponto 2. No último ponto averiguado, o aumento da temperatura é quase que imperceptível. No entanto, com um atraso de um segundo, a distribuição de temperatura, como indicado pela curva "C", começa a mudar de maneira que ocorrerão as mudanças no processo de soldagem. O metal de base imediatamente adjacente a zona fundida continua a diminuir a sua temperatura enquanto que em um local um pouco mais longe, 2, ocorre um acréscimo. Esse comportamento pode ser visualizado nas curvas "D" e "E" quando essas cruzam os pontos 3 e 4, embora a variação da temperatura não seja grande. As curvas expostas na figura acima não só dão informações relativas ao aquecimento, como também e principalmente ao resfriamento do conjunto.

O gradiente de temperatura tem influência significativa no fluxo de calor. Na figura acima os pontos 1,2,3 e 4 são equidistantes 25mm. No instante correspondente a curva "B" o gradiente de temperatura é sinalizado por T_1 graus por unidade de distância entre os pontos 1 e 2. Além disso, no momento correspondente da curva "C", o gradiente térmico entre os pontos 1 e 2 diminui para T_{11} por unidade de distância. Quanto mais íngreme a curva de distribuição de temperatura, maior será o gradiente térmico.

4.8.3. Efeitos do ciclo térmico de soldagem sobre a taxa de resfriamento.

A velocidade de resfriamento é uma variável que se deve ter muito cuidado durante o ciclo térmico. Ainda utilizando a ilustração da figura 4.13., a temperatura no centro da zona de fusão da curva "C" é ilustrada por T_c e para a curva "D", T_d . A taxa de resfriamento entre as curvas é $T_c - T_d$ graus por segundo.

Para ajudar a explicar os conceitos básicos relativos à taxa de resfriamento, foram plotadas 5 curvas baseadas no gráfico anterior e ilustrados no gráfico da figura 18.

Essas curvas representam o aquecimento e resfriamento em locais únicos em um chapa que é submetida a uma energia de soldagem. Algumas observações podem ser tiradas a partir de gráficos deste formato. Em um corpo de prova submetido a soldagem quanto maior a temperatura de pico em um ponto específico mais rápido o resfriamento, mantendo as condições de processo constantes. Além disso, quanto mais longe o ponto estiver do centro da solda mais lentamente ocorre o aquecimento e resfriamento.

As vezes durante a soldagem de metais extremamente frágeis a aplicação inicial de calor em corpos de prova frio, pode causar trincas superficiais; mas a continuação da entrada de calor ao sistema leva o metal acima do seu ponto de fusão, com isso as trincas superficiais são eliminadas e a baixa taxa de aquecimento em direção ao interior da peça diminui a possibilidade da formação de trincas.

O resfriamento da ZTA é de grande importância em um processo de soldagem e por muitas razões deve-se prever a taxa de resfriamento em um determinado local.

As curvas do gráfico (figura 18) permite várias avaliações quantitativas em relação a taxa de resfriamento.

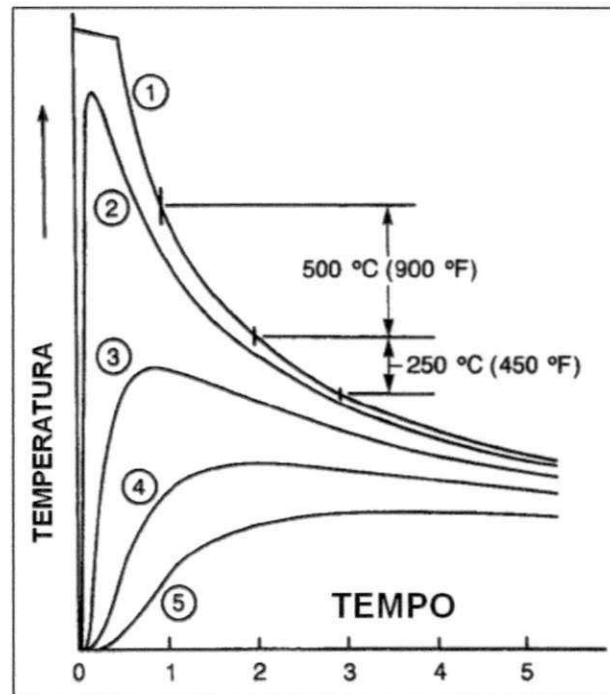


Figura 18. Ciclos térmicos de soldagem em 5 pontos distintos de acordo com a figura 17, (Linnert 1994).

Por exemplo: as três interseções que ocorrem na curva "1", correspondem aos três primeiros segundos após o início da soldagem e mostra que entre o intervalo entre 1 e 2 segundos a diferença de temperatura foi de 500°C. Nesse caso a taxa de resfriamento é facilmente calculada em 500°C por segundo. Já entre o segundo e terceiro segundos o resfriamento foi menor: 250°C e nessa faixa a taxa de resfriamento é de 250°C por segundo.

A necessidade de se avaliar quantitativamente a taxa de resfriamento e correlacioná-la a uma determinada mudança em uma propriedade metalúrgica levou aos pesquisadores a desenvolverem vários meios de medições em seus estudos. Essas diferentes formas de expressar a taxa de resfriamento podem ser encontradas na literatura de soldagem.

Tempo de Permanência (t_c) acima de uma temperatura crítica - tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a uma temperatura mínima (temperatura crítica, T_c) para ocorrer uma alteração microestrutural ou de propriedades significativas no material.

Velocidade de resfriamento (Φ) – é obtida pela derivada (ou inclinação) em uma determinada temperatura (T) da curva de resfriamento. Alternativamente, é comum caracterizar o resfriamento de uma solda pelo tempo necessário ($\Delta t_{T1/T2}$) para a solda se resfriar de uma dada temperatura (T_1) até outra (T_2). Para a soldagem de aços, as temperaturas consideradas são, em geral, 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$).

Esta última característica é particularmente importante na soldagem dos aços carbono, pois estas ligas, quando aquecidas a temperaturas elevadas, são austenitizadas na região da solda e na ZTA e, no resfriamento, os produtos da transformação da austenita dependem fortemente das condições de resfriamento.

Os ciclos térmicos de soldagem e a repartição térmica dependem de diversas variáveis, entre elas:

Tipo de metal de base: metais e ligas de elevada condutividade térmica, como o cobre e o alumínio, dissipam rapidamente o calor da região da solda para o restante da peça, o que torna mais difícil a formação da poça de fusão. Por outro lado, materiais com menor condutividade térmica tendem a apresentar gradientes térmicos mais abruptos no aquecimento e menores velocidades de resfriamento. Nestes materiais, a energia térmica é mais bem aproveitada para a fusão localizada necessária a soldagem.

Geometria da junta: considerando todos os outros parâmetros idênticos, uma junta em T possui três direções para o fluxo de calor, enquanto uma junta de topo possui apenas duas. Portanto, juntas em ângulo tendem a esfriar mais rapidamente.

Espessura da junta: para uma mesma condição de soldagem, uma junta de maior espessura facilita o escoamento do calor da região da solda. Assim, quanto mais espessa a junta, mais rapidamente esta tenderá a se resfriar durante a soldagem até uma espessura limite acima da qual a velocidade de resfriamento independe da espessura. Ao atingir essa espessura limite a chapa é denominada de chapa grossa. Para esta condição de resfriamento, o tempo

de resfriamento da solda entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$), pode ser estimado pela equação.

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H}{2\pi k} \left(\frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) \text{ Eq 03}$$

Onde k é a condutividade térmica do material; T_0 é a temperatura inicial.

Para chapas finas o $\Delta t_{8/5}$ é calculado pela equação abaixo:

$$\Delta t_{8/5} = \left(\frac{1}{4 \cdot \pi \cdot k \cdot \rho \cdot c} \right) \cdot \left(\frac{\eta \cdot H}{h} \right)^2 \cdot \left[\left(\frac{1}{500-T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0} \right)^2 \right] \text{ Eq 04}$$

Onde ρ é a massa específica do material; c é o calor específico do material; h é a espessura da peça.

Os valores de $\Delta t_{8/5}$ aumentam com o aumento de H e T_0 tornando a repartição térmica mais larga. Do ponto de vista operacional, esses dois parâmetros são aqueles que podem ser mais facilmente alterados pelo responsável pela operação de soldagem. Isto é muito importante, pois a seleção adequada destes permite um certo controle sobre a velocidade de resfriamento da região da solda e, portanto, sobre a sua microestrutura e propriedades.

O ciclo térmico produz na Zona Termicamente Afetada (ZTA) para aços, tanto durante o aquecimento como durante o resfriamento, várias alterações estruturais que afetam significativamente as propriedades mecânicas do material, tais como a austenitização, formação e dissolução de carbonetos, crescimento de grão, etc.

A microestrutura formada na ZTA depende dos seguintes fatores, LOMOZIK (2000).

- Temperatura máxima do ciclo térmico
- Taxa e tempo de resfriamento.
- Composição química do material soldado.

Na ZTA, o aquecimento é realizado a uma temperatura acima da temperatura crítica, com isso ocorre a austenitização do aço, sendo este o ponto de partida para as transformações posteriores, as quais serão definidas pela velocidade de resfriamento da junta, levando o material a adquirir diferentes propriedades.

Para o aquecimento é importante considerar a temperatura máxima atingida e a taxa de aquecimento.

As transformações metalúrgicas que ocorrem devido ao ciclo térmico podem ser danosas para as propriedades finais da junta e das regiões adjacentes a ela, e ainda podem ocorrer tensões residuais e deformações plásticas.

4.9. Tensões Residuais

As tensões residuais são definidas como tensões auto-equilibradas existentes em um corpo, livre de qualquer ação de forças externas ou restrições atuando sobre seus limites. Essas tensões são chamadas, em muitas das vezes, de tensões internas e podem ser induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento, como por exemplo: fundição, laminação, flexão, corte à chama, forjamento, usinagem, soldagem, brasagem, aspersão térmica, eletrodeposição, tratamentos térmicos, termoquímicos e superficiais, MASUBUCHI (1983), WELDING HANDBOOK (1991), LU ET AL. (1996), CAPELLO (2004), E ROHDE & JEPSSON (2000).

No ano 200 a.C., artesãos chineses fabricaram discos espessos de bronze, os quais eram planos e polidos de um lado e fundidos na outra face. Estes discos eram submetidos ao tratamento de têmpera. Devido a diferentes taxas de resfriamento, em regiões com diferentes espessuras, ocorriam várias distorções; caracterizando o primeiro caso de tensões residuais que se tem notícia, COHEN & NOYAN (1987).

As tensões residuais podem ser classificadas segundo a forma como foram causadas (térmica, mecânica, etc), de acordo com a escala na qual elas são auto-equilibradas ou de acordo com o método pelo qual são medidas, WHITHERS & BHADSHIA (2001).

Em todo corpo livre, o equilíbrio de tensões deve ser mantido, o que significa que a presença de tensões residuais trativas no componente estará certamente balanceada por uma tensão compressiva em outra parte no corpo. As tensões residuais de tração na superfície de um componente são geralmente indesejáveis, já que podem contribuir para a falha por fadiga e para o aparecimento de trincas superficiais. As tensões residuais de compressão

nas camadas da superfície são geralmente benéficas, já que aumentam a resistência à fadiga e a resistência à corrosão sob tensão, ANDRINO (2003) E GUROVA (1997).

A presença de elevados níveis de tensões residuais (da magnitude do limite de escoamento) pode ocasionar a falha dos componentes de engenharia. Estas falhas estão associadas à perda de resistência mecânica, seja por rigidez insuficiente, escoamento localizado ou global, escoamento por fluência, instabilidade dimensional, formação de trincas à quente e a frio em peças soldadas, processo de fratura frágil e dúctil, fratura por fadiga, corrosão sob tensão e desgaste superficial, FRANCIS et al. (2007) e SILVA (2007).

4.9.1. Tipos de tensões residuais

As tensões residuais podem ser classificadas em três categorias: macroscópicas, microscópicas e submicroscópicas.

As tensões macroscópicas também denominadas de tensões residuais do tipo I são homogêneas no volume de vários grãos e causa deformações praticamente uniformes em muitos grãos. Podem ser encontrados em materiais que sofreram deformações plásticas não uniformes, como dobramento, processo de laminação, gradientes térmicos e têmpera de aços, HIRSCH (2006) apud CEGLIAS (2012)

A tensão residual microscópica, conhecida como tipo II, são as que possuem distribuição homogênea ao longo de apenas um grão. Podem ocorrer em interfaces entre fase e partículas precipitadas e a matriz. Originam-se durante a deformação elastoplástica de um material policristalino em uma microestrutura aleatória, porem orientados HIRSCH (2006) apud CEGLIAS (2012).

E por último, as tensões submicroscópicas ou do tipo III, é também chamada por alguns pesquisadores de microtensões. Essas tensões abrangem distâncias interatômicas, menores que um grão. Essas tensões ocorrem nos materiais metálicos sujeitos a processos que produzam descontinuidades na rede cristalina como lacunas, impurezas, defeito de empilhamento, entre outros, HIRSCH (2006) apud CEGLIAS (2012).

4.9.2. Desenvolvimento de tensões residuais em juntas soldadas.

Devido a sua importância para a soldagem, serão aqui consideradas as tensões residuais associadas com a ocorrência de deformação plástica não uniforme por efeitos térmicos.

Quando um metal é aquecido, suas dimensões aumentam proporcionalmente à variação de temperatura ($\Delta T = T - T_0$), isto é:

$$\Delta l = l - l_0 = l_0 \alpha \Delta T \quad \text{Eq 05}$$

onde Δl é a variação do comprimento inicial, e α é o coeficiente de dilatação térmica linear. Se um objeto for aquecido e resfriado uniformemente e não existir restrições às suas variações dimensionais, estas não resultam em efeitos mecânicos importantes no objeto. Contudo, se a variação de temperatura não for uniforme ao longo da peça ou se esta não puder se expandir ou contrair livremente durante o ciclo térmico, tensões residuais e/ou distorções podem se desenvolver MARQUES (2011).

Como um exemplo inicial, suponha-se que duas barras metálicas de grande secção transversal sejam unidas por três outras barras metálicas de menor secção transversal como ilustrado na figura 19, de tal forma que nenhuma das peças envolvidas esteja sob esforço mecânico, isto é, que o nível de tensões internas seja nulo ao final desta etapa. Suponha agora que a barra central seja aquecida, por exemplo, com um maçarico a gás, de maneira uniforme. Faça-se então uma análise das consequências deste aquecimento, em termos das tensões que se desenvolverão nas peças da montagem proposta. Para isso, deve ser lembrado que os metais, quando aquecidos, tendem a se expandir (dilatação térmica), que, quando as tensões aplicadas atingem o limite de escoamento (tensão mínima para que ocorra a deformação plástica), o material se deforma plasticamente e que o limite de escoamento tende a diminuir com o aumento da temperatura.

Se a barra central (barra 2) for aquecida enquanto as externas forem mantidas a temperatura ambiente, essa tenderá a se dilatar, mas será impedida pelas outras através das bases. Assim, tensões de compressão se desenvolverão na barra central e, nas barras externas, tensões de tração.

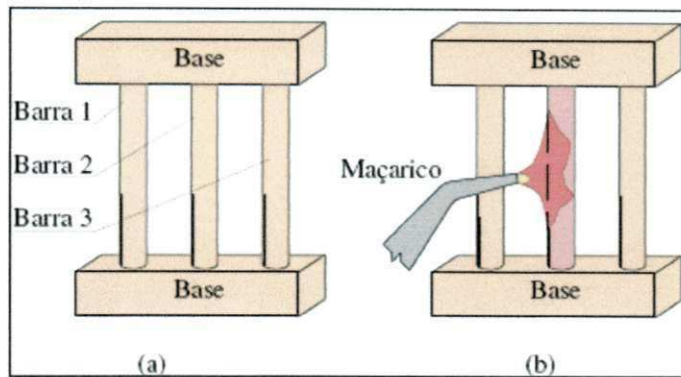


Figura 19. (a) Conjunto de barras presas nas extremidades e (b) Barra central sendo aquecida (Modenesi, 2008).

A Figura 20 ilustra a evolução da tensão longitudinal média na barra central em função de sua temperatura. No início do aquecimento (A-B), as tensões e deformações resultantes da dilatação da barra central serão elásticas. Como as barras mantêm o mesmo comprimento aproximado, a dilatação térmica tem de ser compensada por deformações elásticas.

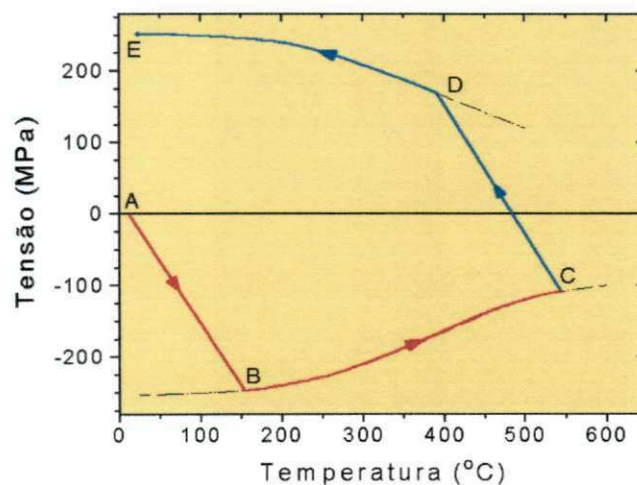


Figura 20. Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (Modenesi, 2008).

Quando a tensão na barra central (σ_c) atinge o limite de escoamento, esta barra passa a se deformar plasticamente (ponto B,). Como o limite de escoamento tende a diminuir com a temperatura, o valor da tensão na barra central tende a cair à medida que a sua temperatura aumenta e a barra sofre uma maior deformação plástica (curva BC,). Se o aquecimento é interrompido

no ponto C, a barra central se contrai com a queda da temperatura. Devido às restrições impostas pelas barras externas, as tensões de compressão na barra central são reduzidas e tornam-se nulas acima da temperatura ambiente, pois, devido à sua deformação plástica, a barra se tornou mais curta do que as externas. Com a continuação do resfriamento, tensões de tração passam a atuar nela até que o limite de escoamento (agora sob condições de tração) seja atingido no ponto D. A partir desta temperatura, a barra central passa a deformar plasticamente até atingir a temperatura ambiente. Ao final do processo, à temperatura ambiente, como resultado de sua deformação plástica, a barra central ainda terá um comprimento menor do que as externas. Assim, como as barras estão unidas pelas bases, as diferenças de comprimento entre elas serão acomodadas por deformações elásticas que gerarão tensões residuais. Na barra central, estas tensões serão de tração e de valor próximo ao do limite de escoamento do material (ponto E). Nas barras externas, para se manter o equilíbrio de forças existirão tensões de compressão de valor igual à metade da tensão na barra central (supondo que as seções transversais das barras ainda tenham a mesma área) (Modenesi, 2008).

Uma situação similar pode ser considerada para uma junta soldada, associando-se a região da solda com a barra central e as regiões mais afastadas do metal de base, com as barras externas. Por este raciocínio, pode-se esperar, como consequência da operação de soldagem, o desenvolvimento de tensões residuais de tração na região da solda e de tensões de compressão no metal de base. A Figura 21 faz a comparação esquemática da distribuição de tensões residuais na montagem das barras com a esperada em uma solda.

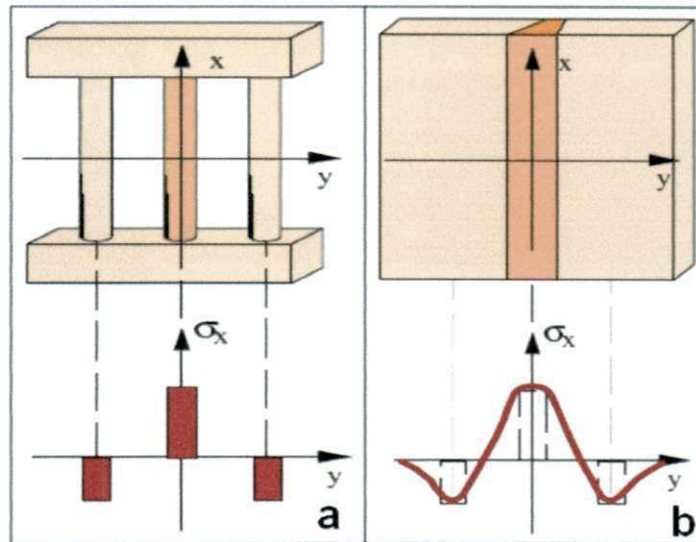


Figura 21. Tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b), (Modenesi 2011).

A região da solda está sujeita a tensões de tração cujo valor máximo é próximo do limite de escoamento do material. Estas tensões reduzem de intensidade, passando para valores negativos (compressão) para regiões mais afastadas da solda e, no caso de soldas em peças espessas, ao longo da espessura.

Se a peça soldada tem pouca possibilidade de se mover ou de deformar por seu próprio volume e resistência ou por estar fixada por dispositivos próprios de soldagem ou ligada a outros componentes da estrutura, diz-se que ela está vinculada. Quanto mais intensa a vinculação, maiores os esforços desenvolvidos durante o processo e as tensões residuais, que, por sua vez, induzem maiores consequências para a peça e a estrutura. Como as tensões residuais atingem valores próximos do limite de escoamento, componentes de materiais de maior resistência mecânica tendem a apresentar valores mais elevados de tensões residuais. (Marques 2011). A figura 22 mostra o perfil de tensões residuais de um cordão de solda sobre a chapa.

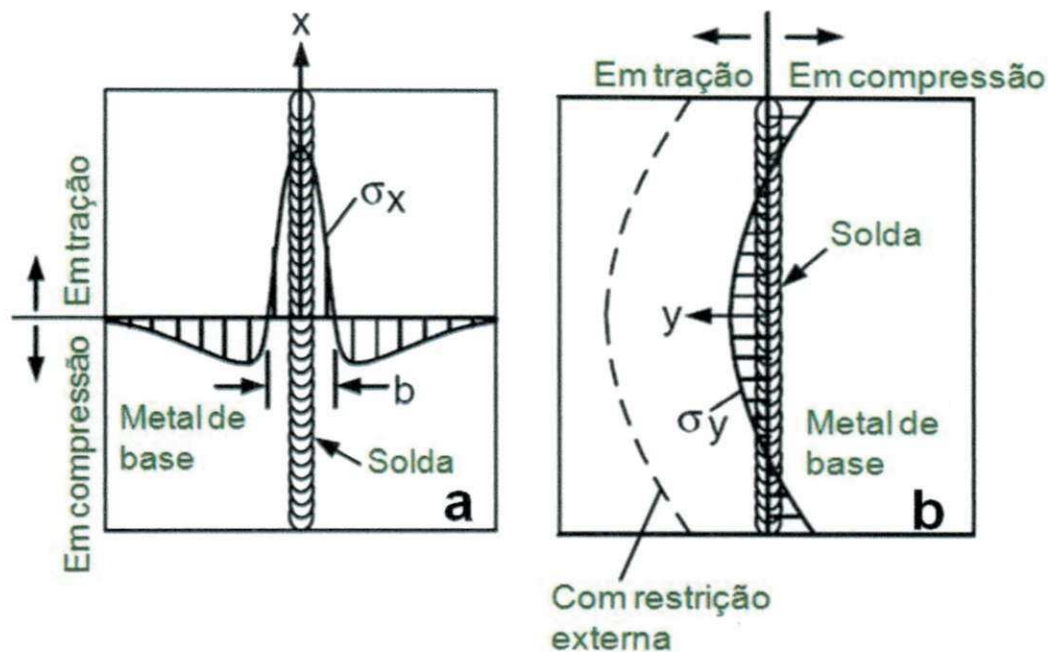


Figura 22. Distribuição das tensões residuais longitudinais (a) e transversais (b) em juntas de topo (Kou, 2003).

4.9.3. Método para determinação das Tensões Residuais

Para se determinar quantitativamente os valores das tensões residuais são utilizados métodos experimentais que podem promover a mudança estrutural de peça (destrutivos) ou não (não destrutivos).

Entre os métodos não destrutivos tem-se a Difração por Raios-X, a qual será utilizada nesse estudo e que ultimamente vem sendo aplicada em muitos grupos de pesquisas e instituições.

4.9.4. Tensometria por Difração de Raios-X

A tensometria por difração de raios-X em materiais cristalinos é baseada na determinação da deformação elástica do retículo cristalino, através da determinação do perfil de difração por meio de um feixe monocromático de elétrons. Ao longo das últimas décadas, a importância da análise das tensões residuais por difração de raios-X vem ganhando destaque especial, tanto no ramo de ciência e tecnologia, quanto em atividades de campo nas indústrias, EIGENMANN & MACHERAUCH (1996).

O princípio de difração de Raios-X baseia-se na incidência de um feixe monocromático sobre a superfície de um material, que será difratado e posteriormente detectado por algum dispositivo. A difração do feixe ocorre pela colisão da onda com obstáculos na estrutura do material, que podem ser elétrons, ou átomos. Caso a difração ocorra de maneira construtiva, a onda espalha e apresentará a mesma fase e mesma energia da onda incidente. Esse tipo de espalhamento é característico em colisões elásticas, sendo denominado de espalhamento coerente. Quando a colisão é inelástica, o seu espalhamento ocorre sem uma direção determinada, não mantendo a mesma fase nem energia da onda incidente. Este processo é conhecido como efeito Compton, NOYAN & COHEM (1987), SASAKI (2000) E MELO (2012).

Para o aço X70 os principais parâmetros utilizados no difratômetro são: Ferro Alfa como amostra de cristal. Plano (211) Ferro Alfa medido na face do cristal, $0,4^\circ$ step de 2Θ variando de 150° a 162° , tempo de varredura de 0,8s por ângulo e 10000 maximum count, GOU et al. (2011).

4.9.5. Efeito das tensões residuais sobre as propriedades da solda

A presença de tensões residuais em componentes de engenharia pode alterar significativamente a resistência à fratura, a vida em fadiga e a capacidade destes materiais de suportar carregamento. Uma vez que estas tensões residuais se sobrepõem à tensão aplicada ao equipamento, elas podem aumentar ou reduzir a tensão efetiva aplicada, conforme sua natureza: trativa ou compressiva, CEGLIAS (2012).

A natureza benéfica ou deletéria das tensões residuais pode estar associada aos seguintes fatores:

- Tipo de material, ou seja, se ele encrua ou amolece durante a deformação plástica cíclica.
- Ao perfil de tensões residuais introduzidas durante o processamento termomecânico e a redistribuição destas tensões residuais que ocorrem durante a deformação cíclica.
- Ao tipo de carregamento que o material será submetido durante sua utilização.

Processos mecânicos ou tratamentos térmicos que produzam o aparecimento de tensões residuais compressivas na superfície de componentes mecânicos são bastante empregados em elementos vitais de projeto, sujeitos às condições difíceis de trabalho, visando inibir a iniciação e a propagação de trincas de fadiga e reforçar a resistência à fadiga, a resistência à corrosão sob tensão e a resistência à fadiga intragranular.

As tensões de soldagem são tensões residuais internas em equilíbrio, que permanecem na estrutura após a execução da operação de soldagem. As tensões residuais são geradas por escoamentos parciais localizados que ocorrem durante o ciclo térmico de soldagem (GUROVA, 1997).

COSTA et al. (2007) estudaram os níveis de tensões residuais em tubulações soldadas de aço. Eles relataram que as tensões residuais trativas diminuem a vida útil do material e se adicionam às cargas aplicadas, sendo, portanto indesejáveis. Em seus resultados, foram apresentadas tensões compressivas no cordão de solda. E sua conclusão mostrou que o método de raios x mostrou eficiente para medições de tensões residuais.

4.9.6. Efeito das tensões residuais sobre a resistência à fadiga

Tensões residuais podem ter um efeito significativo sobre a vida em fadiga de componentes de engenharia (CHAMPOUX et al. 1988 apud WEBSTER e EZEILO, 2001), uma vez que a fadiga é regida por ciclos de tensões. Em particular, tensões de tração próximas à superfície tendem a acelerar a iniciação e crescimento das fases que compõem o processo de fadiga enquanto que tensões compressivas próximas a superfície prolongam a vida em fadiga.

NGUYEN & WAHAB (1995) verificaram que tensões residuais compressivas na superfície aumentam a vida à fadiga somente no estágio inicial de propagação de trincas e quando o comprimento da trinca corresponde à profundidade do campo de tensões residuais compressivas, essas não tem nenhum efeito significativo sobre a vida à fadiga.

De acordo com ACEVEDO e NUSSBAUMER (2012), a resistência à fadiga nas estruturas tubulares depende do carregamento, trincas e tensão residual na solda. No artigo, os pesquisadores avaliaram a influência da tensão residual

no desenvolvimento da trinca por fadiga, utilizando um carregamento trativo e compressivo. Eles chegaram a conclusão que a tensão residual compressiva não afetou o crescimento da trinca por fadiga sobre carregamento trativo. Sobre carregamento compressivo a tensão residual compressiva mostrou agravante no crescimento e propagação da trinca.

ROSSINI et. al. (2012), estudaram os métodos de medição de tensão residual em componentes, e relataram que tensões residuais trativas prejudicam a vida de fadiga em elementos soldados. Já as tensões internas compressivas possuem um efeito contrário, sendo benéfico em zonas de soldagem.

4.9.7. Efeito das tensões residuais na formação de trincas.

Para que as trincas se formem e se propaguem, é de fundamental importância a presença de um nível elevado de tensões trativas da ordem de tensão de escoamento. A combinação entre as tensões residuais e as tensões de trabalho podem atingir níveis capazes de promover a movimentação das trincas, ocasionando o colapso da estrutura ou componente.

TAIT e PRESS (2001), mostraram que as tensões residuais provenientes do processo de soldagem podem desempenhar um papel importante, ou seja, inibem o crescimento e propagação da trinca, porém tornam-se agravantes em processos de corrosão sob tensão ou fadiga térmica.

GHOSH et. al. (2011) estudaram o efeito da tensão residual trativa no crescimento da trinca em corrosão sob tensão. A conclusão que eles chegaram é que a soma das solicitações externas e a tensão interna iniciam e propagam a trinca.

LEE et. al. (2012), analisaram que a tensão residual trativa reduz o limite elástico e promove a iniciação da trinca através de defeitos superficiais. As análises foram demonstradas para vergalhões.

Segundo MODENESI e SANTOS (2001) a presença de tensões residuais compressivas na superfície de um componente é um fator que reduz a chance de iniciação de trincas por fadiga. Em um componente soldado, as tensões trativas devem ter um efeito negativo no seu desempenho à fadiga.

4.9.8. Efeito das tensões residuais na corrosão sob tensão.

Esse tipo de corrosão está associado à ação sinérgica de tensões trativas e meio corrosivo ocasionando a fratura em um tempo mais curto do que a soma das ações isoladas de tensão e da corrosão (LINNERT, 1984, LEIS e EIBER, 1997). Diferentemente da corrosão sob fadiga, em que solicitações mecânicas são cíclicas ou alternadas, na corrosão sob tensão têm-se solicitações estáticas (GENTIL, 2007)

Ghosh et al. (2011) averigou o mecanismo de falha em aços inoxidáveis austeníticos expostos a solução de cloreto de Magnésio em temperaturas da ordem de 155°C, e observou que os tubos fabricados por diferentes processos, ou seja, sujeitos a diferentes níveis de tensões residuais responderam de formas distintas ao ensaio.

AMIRAT et. al. (2006) mostraram que tensões residuais trativas reduzem a capacidade de resistir à carga interna e externa. Neste estudo, a tensão residual foi abordada juntamente com a corrosão. Durante o tempo de vida do tubo, o relaxamento da tensão residual ocorre devido à perda de espessura, consumidas pela corrosão. A avaliação da tensão residual foi aplicada em tubos subterrâneos com e sem corrosão ativa. Foi constatado que a tensão residual trativa aumenta a probabilidade de falha, especialmente na fase inicial do tempo de vida do tubo.

4.9.9. Método para alívio de tensões residuais em soldagem

A atenuação das tensões residuais de uma junta soldada pode ocorrer durante o processo de união ou após. No processo através da otimização da energia de soldagem, reduzindo o calor fornecido à junta ou evitando ângulos acentuados do chanfro. Após a soldagem existem meios mecânicos e térmicos para aliviar as tensões residuais: vibrações, martelamento, encruamento; e recozimento respectivamente.

Os métodos para prevenir as tensões residuais estão relacionados a medidas tomadas durante o projeto e construção e devem ser aplicadas antes da realização da manufatura do produto/serviço. Na usinagem de materiais devemos atentar para os parâmetros como: avanço, velocidade de corte,

geometria da ferramenta, profundidade, uso de fluidificante, bem como os ângulos entre a ferramenta e a peça. Estes parâmetros irão influenciar a remoção do cavaco (sobra do material que é usinado) e conseqüentemente na geração de tensões residuais, devido ao endurecimento superficial por deformação. Na soldagem, existe o projeto da junta e tipo de chanfro, seqüência de deposição, grau de restrição e tipo de fixação, escolha do eletrodo (consumível), uso do pré-aquecimento, dentre outros. Os métodos do segundo grupo são tratamentos realizados após a manufatura do produto e que utilizam a aplicação de carga ou elevação de temperatura, como no caso de tratamentos pós-soldagem e deformação plástica superficial, MELO (2012).

Tratamento térmico

O tratamento térmico pós soldagem TTPS, é um conjunto de operações envolvendo aquecimento e resfriamento com tempo pré-determinados e controlados para melhorar as propriedades da junta soldada. Em se tratando de tratamento térmico para alívio de tensões residuais, a operação consiste em aquecer a peça ou a estrutura a temperaturas elevadas acima de 550°C, de tal forma que ocorra uma redução no limite de escoamento do material. Essa temperatura é normatizada de acordo com cada tipo de material, SILVA (2007).

O tratamento térmico de alívio de tensões depende fundamentalmente da temperatura e do tempo de permanência e também se deve levar em consideração a resistência mecânica e a composição química. Este tratamento para os aços envolve o aquecimento abaixo da temperatura crítica de transformação, permanecendo por um período de tempo, geralmente proporcional a espessura seguido de resfriamento lento, permitindo desta forma reduzir as tensões prejudiciais a um limite mínimo e aceitável. Os maiores benefícios do tratamento térmico de alívio de tensões são, JUNIOR (1997).

Há algumas limitações quanto ao uso do TTPS: consumo de energia elevado, aumento do custo final do processo; remoção de óxidos na superfície pós tratamento, aumentando o tempo e custo;; não adequado para materiais que já tenham sido tratados termicamente, pois pode ocorrer perdas das propriedades já estabelecidas com o primeiro processo de tratamento.

Vibrações Mecânicas

O alívio de tensões por vibração mecânica é um método baseado na ressonância vibratória, em que as peças são submetidas a vibrações de baixa frequência por um período de tempo, KWOFIE (2009).

O tratamento por vibração possui resultados práticos e tem sido comprovado em empresas, tanto ao redor do mundo como aqui no Brasil, porém sua credibilidade nos meios industrial e acadêmico ainda é questionada ou não foi bem difundida. Isto se deve ao fato de que as instituições normativas ainda não incluíram esta tecnologia, provavelmente devido à falta de comprovações científicas que embasem os resultados práticos atingidos, RODRIGUES (2013).

5. MATERIAIS E MÉTODOS

5.1. Metal de Base

Utilizaram-se como metal de base dois aços da especificação API 5L: X65 e X70, fornecidos pela USIMINAS com espessuras, respectivamente, de 11mm e 19mm, as quais foram cortados em chapas com dimensões de 100mm X 100mm e chanfradas por fresagem com um ângulo de 45°

As composições químicas calculadas em % peso dos aços estão apresentadas na tabela 2. O fabricante utiliza a especificação da norma API 5L com relação ao limite de escoamento de cada metal de base: para o aço API X65 a faixa de valores é 450 a 600 MPa enquanto que para o X70 é 485 a 635 MPa. Neste trabalho não foi calculado o limite de escoamento de cada material e informações sobre este parâmetro foram consultadas de outras pesquisas.

Tabela 2. Composição química dos aços utilizados em % peso.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
X65	0,07	0,18	1,37	0,019	0,004	0,186	0,021	0,0009	0,026	0,037
X70	0,10	0,24	1,58	0,013	0,004	0,174	0,022	0,002	0,029	0,048

5.2. Processos e Consumíveis de Soldagem

Os processos de soldagem empregados nesse trabalho, foram ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW) com Arame Tubular e Proteção Gasosa (FCAW) e com Eletrodo de Tungstênio de Proteção Gasosa (GTAW) utilizando-se os seguintes metais de adição.

Para o processo SMAW -

Eletrodo AWS E8010G - com diâmetro de 4 mm utilizado para o passe de raiz.

Eletrodo AWS E9010G - com diâmetro de 5 mm utilizado nos passes quentes.

Eletrodo AWS E8018G - com diâmetro de 4 mm utilizado nos passes de enchimento e acabamento

Para o processo FCAW –

Arame tubular AWS E91T1 – com diâmetro de 1,2 mm – utilizado nos passes de enchimento e acabamento.

Para o processo GTAW –

Arame AWS E70S com diâmetro de 4 mm utilizado nos passes de raiz.

As composições químicas dos consumíveis utilizados são mostradas na tabela 3.

Tabela 3. Composição química dos consumíveis utilizados* (% em peso)

Metal de Adição	C	Mn	Si	Ni	Mo	Cr
AWS E8010G	0,07	0,60	0,13	0,70	0,30	
AWS E8018G	0,06	1,10	0,40	1,65		
AWS ER70S	0,10	1,10	0,60			
AWS E91T1	0,05	1,00	0,45		1,00	2,15

*composição química fornecida pelo fabricante

Gases de Proteção

No processo de soldagem GTAW utilizou-se como gás de proteção Argônio puro. No processo FCAW utilizou-se uma mistura contendo 20%CO₂ e 80% de Argônio.

5.3. Equipamentos utilizados – Fontes de energias

O processo SMAW foi executado por uma fonte ESAB modelo Origotm Arc 328 AC/DC. Para a soldagem pelo processo FCAW usou-se uma fonte ESAB modelo SMASHWELD 408, e para a soldagem pelo processo GTAW uma fonte ESAB modelo TIG 2200i AC/DC.

5.4. Parâmetros de Soldagem

Para o aço API 5L X65 com 11 mm, foram executados 5 passes de soldagem além do passe raiz, conforme ilustrado na figura 23. Utilizando como metal de base o aço API 5L X70 foram executados 19 passes de soldagem com o processo SMAW, figura 24, sendo dois passes quentes, doze de enchimento e cinco passes de acabamento. No processo de soldagem FCAW esse número foi maior, 22 passes, sendo dois quentes logo após o cordão da raiz, quinze de enchimento e cinco de acabamento final. Todos os cordões foram executados manualmente, não houve temperatura de pré-aquecimento e as juntas foram soldadas sem restrição. Na tabela 4 estão descritos os consumíveis utilizados para as diferentes condições de soldagem da junta.

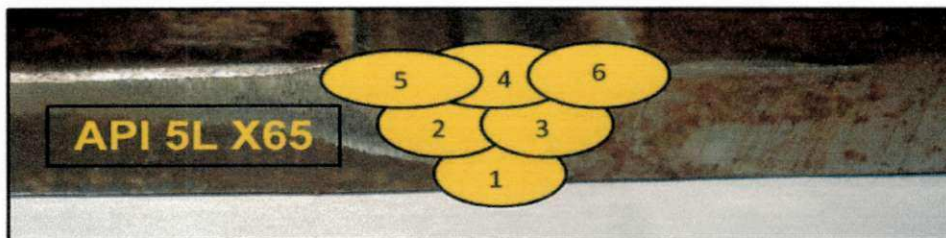


Figura 23. Detalhe para o número de passes aço API 5L X65.

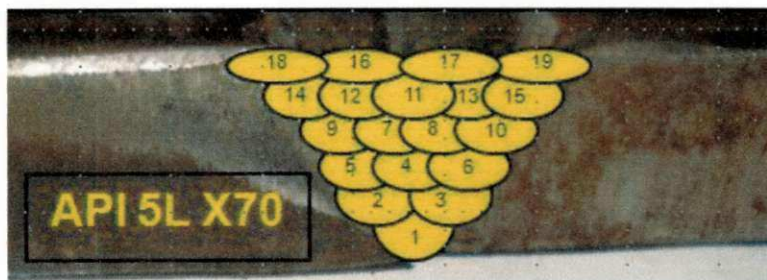


Figura 24. Detalhe para o número de passes aço API 5L X70.

Tabela 4. Consumíveis utilizados nas diferentes juntas e processo

Junta	Passe de Raiz	Passe de Enchimento	Passe de Acabamento	Processos
I-V	E8010G	E8018G	E8018G	SMAW
II-VI	E8010G	E91T1	E91T1	SMAW+FCAW
III-VII	ER70S	E8018G	E8018G	GTAW+SMAW
IV-VIII	ER70S	E91T1	E91T1	GTAW+FCAW

As tabelas 5 à 8 ilustram os parâmetros de soldagem para as juntas soldadas tendo como metal de base o aço API 5L X65 (I-II-III-IV). O rendimento

térmico ou eficiência térmica (η) para os processos estão indicados na parte inferior da tabela, MARQUES (2011).

Tabela 5. Parâmetros de Soldagem para a junta I. X65

Passe	Local	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Energia (KJ/cm)
1	Raiz	120	23	2,71	8,15
2	Quente	160	23	2,87	10,26
3	Quente	160	23	3,02	9,75
4	Acaba.	180	23	2,93	11,30
5	Acaba.	180	23	2,85	11,62
6	Acaba.	180	23	2,96	11,19

*Eficiência térmica: SMAW $\eta=0,8$.

Tabela 6. Parâmetros de Soldagem para a junta II. X65

Passe	Local	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Energia (KJ/cm)
1	Raiz	120	23	2,76	8,00
2	Quente	156	26	3,44	9,43
3	Quente	156	26	3,72	8,72
4	Acaba.	156	26	3,79	8,56
5	Acaba.	156	26	4,11	7,89
6	Acaba.	156	26	4,19	7,74

*Eficiência térmica: SMAW $\eta=0,8$; FCAW $\eta=0,8$

Tabela 7. Parâmetros de Soldagem para a junta III. X65

Passe	Local	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Energia (KJ/cm)
1	Raiz	140	23	0,85	24,62
2	Quente	160	23	2,87	10,25
3	Quente	160	23	2,94	10,01
4	Acaba.	180	23	2,90	11,42
5	Acaba.	180	23	2,93	11,30
6	Acaba.	180	23	2,89	11,46

*Eficiência térmica: SMAW $\eta=0,8$; GTAW $\eta=0,65$

Tabela 8. Parâmetros de Soldagem para a junta IV. X65

Passe	Local	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Energia (KJ/cm)
1	Raiz	140	23	0,89	23,51
2	Quente	156	26	3,75	8,65
3	Quente	156	26	3,81	8,52
4	Acaba.	156	26	3,96	8,19
5	Acaba.	156	26	4,05	8,01
6	Acaba.	156	26	4,08	7,95

*Eficiência térmica: FCAW $\eta=0,8$; GTAW $\eta=0,65$

As tabelas 9 à 12 ilustram respectivamente os parâmetros de soldagem para as juntas soldadas tendo como metal de base o aço API 5L X70 (V-VI-VII-VIII)

Tabela 9. Parâmetros de Soldagem para a junta V. X70

Passe	Local	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Energia (KJ/cm)
1	Raiz	120	23	2,99	7,38
2	Quente	160	23	2,74	10,75
3	Quente	160	23	3,13	9,41
15	Acaba.	180	23	3,02	10,97
16	Acaba.	180	23	3,05	10,86
17	Acaba.	180	23	2,82	11,75
18	Acaba.	180	23	3,05	10,86
19	Acaba.	180	23	2,96	11,19

*Eficiência térmica: SMAW $\eta=0,8$.

Tabela 10. Parâmetros de Soldagem para a junta VI. X70

Passe	Local	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Energia (KJ/cm)
1	Raiz	120	23	3,42	6,46
2	Quente	156	26	4,36	7,44
3	Quente	156	26	3,59	9,04
18	Acaba.	156	26	3,97	8,17
19	Acaba.	156	26	4,19	7,75
20	Acaba.	156	26	4,19	7,75
21	Acaba.	156	26	4,06	7,99
22	Acaba.	156	26	4,04	8,03

*Eficiência térmica: SMAW $\eta=0,8$; FCAW $\eta=0,8$

Tabela 11. Parâmetros de Soldagem para a junta VII. X70

Passe	Local	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Energia (KJ/cm)
1	Raiz	140	23	0,82	25,52
2	Quente	160	23	2,80	10,51
3	Quente	160	23	2,78	10,59
15	Acaba.	180	23	3,11	10,65
16	Acaba.	180	23	3,01	11,00
17	Acaba.	180	23	3,09	10,72
18	Acaba.	180	23	3,12	10,62
19	Acaba.	180	23	3,06	10,82

*Eficiência térmica: SMAW $\eta=0,8$; GTAW $\eta=0,65$

Tabela 12. Parâmetros de Soldagem para a junta VIII. X70

Passe	Local	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de Soldagem (mm/s)	Energia (KJ/cm)
1	Raiz	140	23	0,8	26,16
2	Quente	156	26	3,42	9,49
3	Quente	156	26	3,80	8,54
18	Acaba.	156	26	4,44	7,31
19	Acaba.	156	26	4,08	7,93
20	Acaba.	156	26	3,94	8,23
21	Acaba.	156	26	4,70	6,90
22	Acaba.	156	26	4,1	7,91

*Eficiência térmica: FCAW $\eta=0,8$; GTAW $\eta=0,65$

5.5. Ciclo Térmico de Soldagem

A aquisição dos ciclos térmicos de soldagem foi através de um sistema de aquisição de dados – Agilent 34970A data Acquisition/Switch Unit mostrado na figura 25(a) e acoplado em um computador. Foi utilizado um micro termopar de Chromel Alumel posicionado na Zona Termicamente Afetada do passe de raiz e do passe de acabamento distante 2mm da superfície e 2mm do metal de solda, figura 26. Foram obtidas as curvas temperatura x tempo figura 25(b) e dela foram calculados a temperatura de pico (T_p) e o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$).

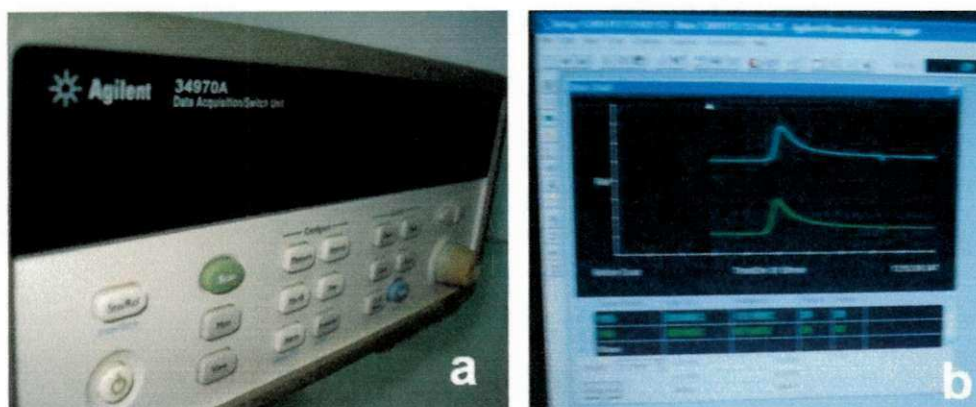


Figura 25 (a) sistema de aquisição de dados; (b) display da temperatura versus o tempo na tela do computador.

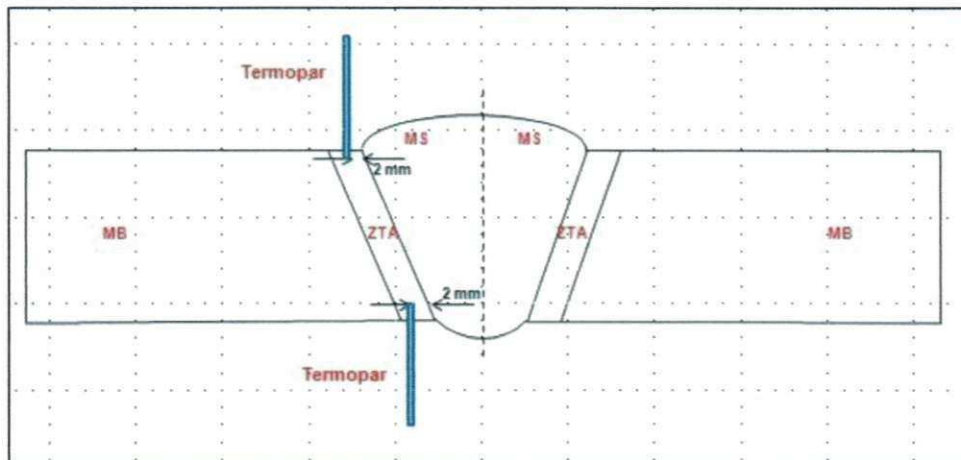


Figura 26. Localização dos termopares na ZTA da junta soldada.

5.6. Tensões Residuais

O método empregado para a avaliação das tensões residuais foi por Difração de Raios-X através de um difratômetro portátil – Portable stress analyser STRESSRAD (RADICON Ltd. Scientific Instruments) apresentado na figura 27. O método utilizado foi o do $\sin^2\psi$.

Na análise de um aço ferrítico (ou martensítico) pode-se usar os planos 211 com um comprimento de onda de 2,2911Å que é produzido por um tubo anódico de Cromo (Lu et. al, 1996; HAUK, 1997))

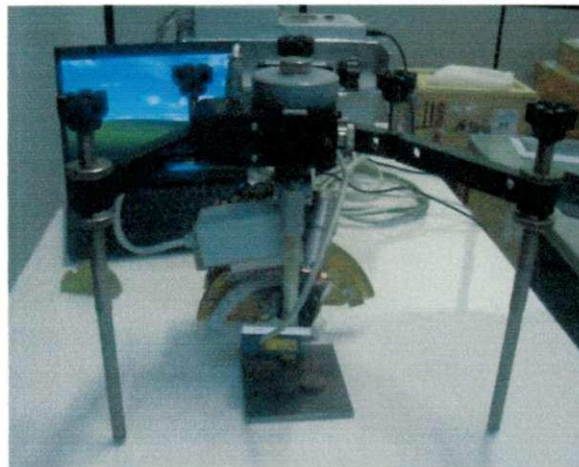


Figura 27. Difratômetro portátil para análises de tensão residual.

Foram realizadas análises na região do passe de raiz (inferior) e nos passes de acabamento (superior) nos sentidos transversais e longitudinais.

Foram analisados 15 pontos do lado esquerdo da junta e 15 pontos do lado direito da junta soldada com espaçamento de 2 mm entre cada. As disposições dos pontos estão ilustrados na figura 28.

Para construção dos perfis das tensões residuais foi utilizado o software comercial Origin.

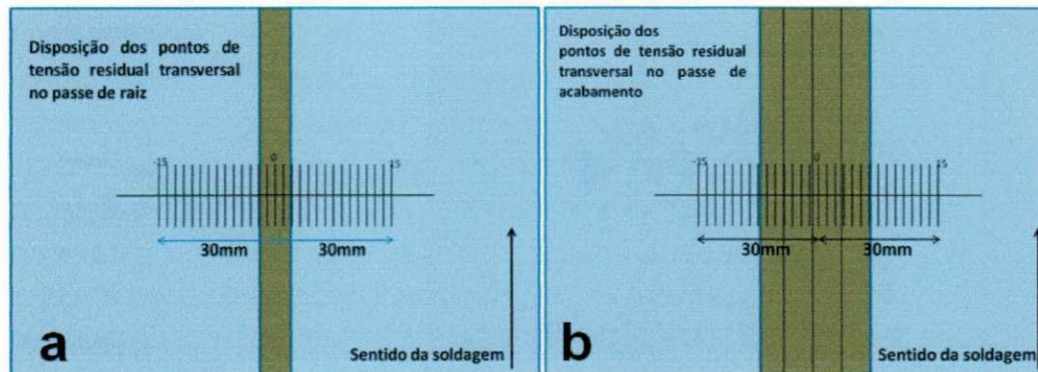


Figura 28. Disposição dos pontos para análise de tensões residuais no passe de raiz (a) e no passe de acabamento (b).

5.7. Metalografia

As amostras de cada processo foram preparadas para a análise metalográfica da seguinte maneira: corte, lixamento, polimento, ataque químico, análise e registro da microestrutura.

O ataque químico utilizado foi o Nital 2,0% de 5 a 10 segundos, para visualização no microscópio óptico. Os registros das microestruturas foram obtidos utilizando-se um microscópio acoplado a um computador e um software analisador de imagens.

5.8. Microdureza Vickers.

Realizaram-se medições de microdureza em duas regiões: uma que compreende o passe de raiz e outra na região dos passes de acabamento, contemplando o metal de solda, zona termicamente afetada e o metal de base, figura 30.

Como equipamento utilizou-se um microdurômetro digital FM-700 Future Tech ilustrado na figura 29.

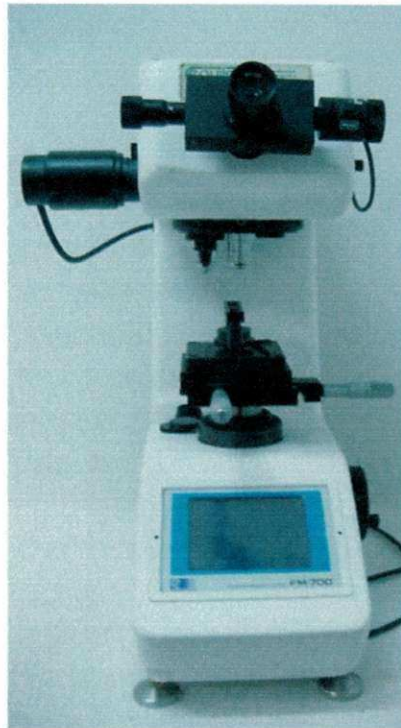


Figura 29. Microdurômetro Digital FM-700;

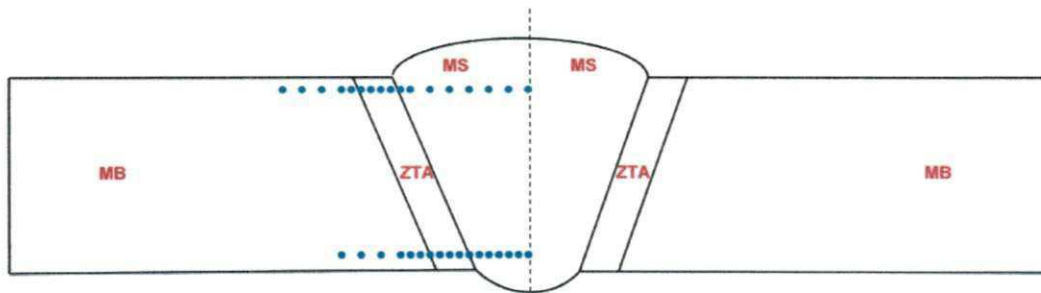


Figura 30. Localização das medições de Microdureza junto as regiões do passe de raiz e acabamento.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Análises das Tensões Residuais

A figura 31 apresenta os perfis das tensões residuais longitudinais nos passes de raiz para todas as condições utilizadas. O gráfico é representado no eixo das abscissas pela distância ao centro da solda em milímetros (mm) onde os valores marcados em negativo representam o lado esquerdo da linha central do metal de solda. E no eixo das ordenadas está plotada a magnitude da tensão residual em Mega Pascal (MPa), onde valores positivos significam tensões do tipo trativas e valores negativos tensões compressivas.

As linhas vermelhas tracejadas verticalmente indicam a qual distância do centro do cordão de solda foi tomada para efeitos de comparação de tensões residuais trativas e compressivas as quais serão discutidas nas figuras a seguir.

Nota-se que o comportamento das tensões residuais é semelhante para todas as condições (não na magnitude e sim no perfil das curvas), onde na região que compreende o metal de solda ocorreram tensões do tipo compressivas e em grande parte da ZTA verificou tensões do tipo trativas. A região próxima a linha de fusão (tracejada em vermelho) foi a que apresentou os maiores valores de tensão residual trativa. Os maiores valores de tensão trativa no passe de raiz foram de 321 MPa e 249 MPa utilizando o processo SMAW (juntas V e VI) em um ponto localizado no lado direito da chapa a uma distância de 14 mm do centro da solda. Estes maiores valores ocorreram na chapa de maior espessura e soldadas com maior velocidade de soldagem.

Analisando os perfis separadamente, observa-se que as juntas onde os passes de raiz foram executados pelo processo GTAW (III-IV-VII-VIII), apresentaram menores valores de tensões residuais tanto compressivas como trativas. Os valores comparativos para todas as juntas, nos pontos acima citados, estão mostrados na tabela 13.

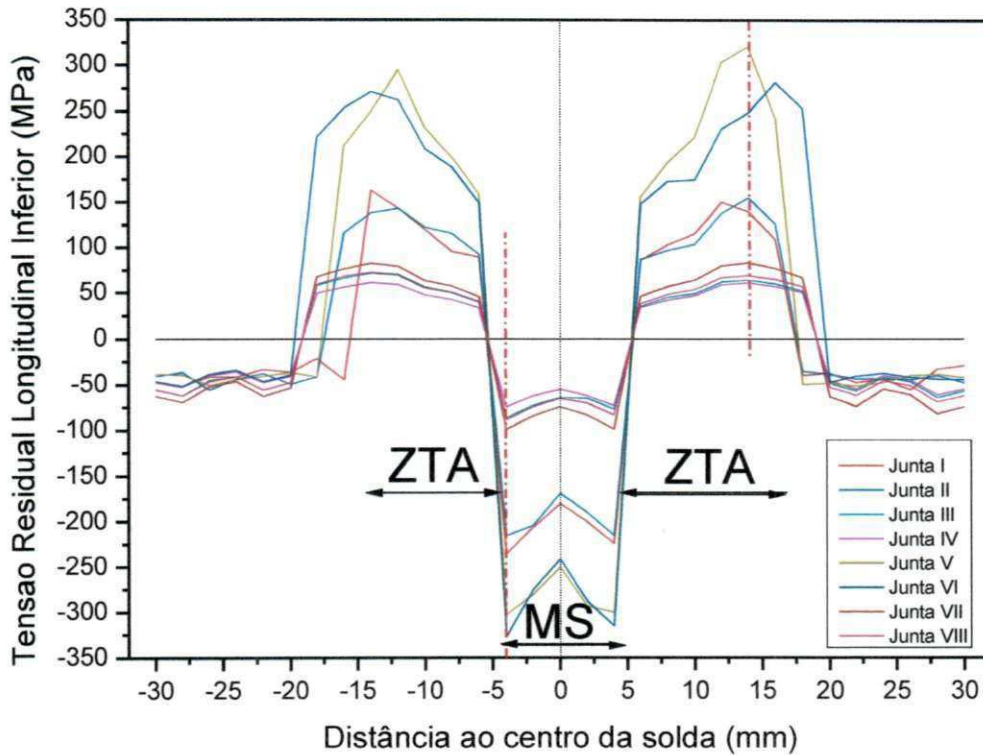


Figura 31. Perfil de tensões residuais longitudinais no passe de raiz

Tabela 13. Valores das tensões residuais longitudinais no passe de raiz a distâncias de 14 a 4 mm da linha de fusão

Junta	Trativa (MPa)	Compressiva (MPa)
	(x=14mm)	(x=-4mm)
	σ	σ
I	140	-235
II	155	-215
III	66	-86
IV	61	-74
V	321	-302
VI	249	-326
VII	83	-99
VIII	69	-88

O perfil das tensões residuais transversais no passe de raiz está ilustrado na figura 32. O comportamento foi semelhante ao das tensões longitudinais, com as regiões bem definidas do MS (tensões compressivas) e ZTA (tensões trativas). Os maior valor de tensão trativa foi de 246 MPa observado na ZTA do

lado direito da chapa, especificamente na posição 14 mm e ocorreu na junta VI. Para valores compressivos a distancia de 4mm foi a analisada, onde o maior valor encontrado também foi na junta VI, -274MPa. A tabela 14 mostra os valores comparativos para os pontos analisados.

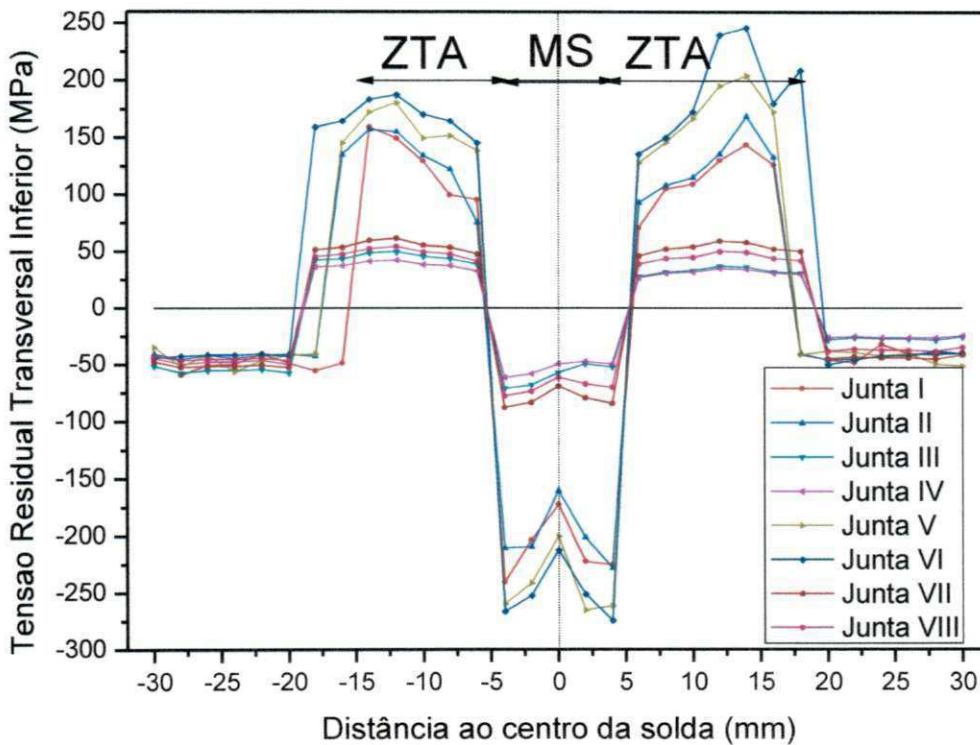


Figura 32. Perfil de tensões residuais transversais no passe de raiz

Tabela 14. Valores das tensões residuais transversais no passe de raiz a distâncias de 14 e 4 mm da linha de fusão

Junta	Trativa (MPa)	Compressiva (MPa)
	(x=14mm)	(x=4mm)
	σ	σ
I	144	-225
II	169	-228
III	36	-52
IV	34	-49
V	204	-261
VI	246	-274
VII	58	-84
VIII	49	-70

Analisando as tensões residuais para o passe de raiz tanto no sentido longitudinal quanto no sentido transversal verifica-se a similaridade em todas as condições, não em magnitude, mas sim no perfil apresentado. O enchimento da junta do aço de maior espessura necessitou de um maior número de passes resultando em uma maior quantidade do metal de solda. As Juntas I e II apresentaram menores níveis de tensões residuais que as juntas V e VI, assim como a comparação entre juntas III e IV (API 5L X65) com VII e VIII (API 5L X70), evidenciando a influência da espessura na magnitude das tensões residuais devido ao gradiente térmico ocasionado.

Diferentemente do que a literatura diz, o perfil das tensões residuais é diferente do modelo tradicionalmente conhecido para chapas soldadas com apenas um único passe. Neste trabalho predominam-se tensões compressivas no MS e tensões trativas na ZTA. Alguns estudos já vêm discutindo essa diferença há algum tempo, principalmente quando são utilizadas soldas multipasses, soldagem de tubulações e execução dos processos de soldagem em chapas de espessuras elevadas, OLIVEIRA (2009), ARAUJO (2013), SILVA (2007).

Em uma solda multipasse cada passe é submetido a um novo ciclo térmico proporcionado pelo passe subsequente. Isto, além de mudar a microestrutura dessa importante região, dilatações e contrações podem alterar o perfil de tensões residuais a cada passe subsequente. Portanto, fazer uma comparação entre a influência do processo empregado na execução do passe de raiz com o perfil de tensões residuais encontrado pode não ser adequado.

WITHERS & BHADSHIA (2001) entendem que durante a execução dos passes de enchimento de uma junta com espessura considerável, o ângulo de abertura do chanfro em conjunto com as tensões térmicas de contração tendem a flexionar a junta causando distorção conforme ilustrado na figura 33 a seguir. Esses fatores podem ajudar a formação de tensões compressivas no metal de solda. Ao mesmo tempo essa flexão pode aliviar tensões previamente geradas a cada aplicação de um passe de soldagem, através de deformações plásticas oriundas desta flexão, OLIVEIRA (2009)

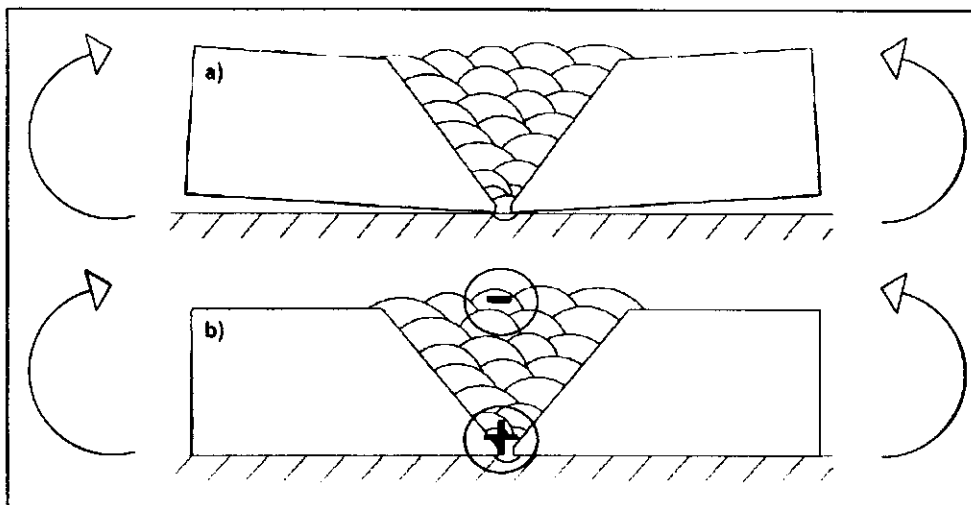


Figura 33. Soldagem com chanfro em V que favorece a flexão na amostra soldada. (a) sem restrição; (b) com restrição. OLIVEIRA (2009)

Araújo, 2013 em seu estudo envolvendo chapas de aço classe API 5L X80 realizou soldagens multipasses para o enchimento das juntas e encontrou na região dos passes de acabamento tensões residuais longitudinais trativas na ZTA e tensões transversais do tipo compressivas no MB.

Os perfis das tensões residuais longitudinais e transversais na região dos passes de acabamento são mostrados nas figuras 34 e 35. Como a região analisada compreende uma maior área do MS em comparação à região do passe de raiz e também pelo fato da execução da soldagem ter sido de forma manual, o perfil plotado não foi tão simétrico quanto ao encontrado na região inferior, porém as regiões da ZTA e MS são muito bem visualizadas.

A figura 34 ilustra os perfis de tensões residuais longitudinais para todas as juntas estudadas. Da mesma forma que no passe de raiz, observa-se valores predominantemente compressivos na região do MS enquanto que grande parte da ZTA se comporta de forma trativa. Na posição de 18 mm ao lado direito da chapa, correspondente à região modificada termicamente, foram encontrados as maiores magnitudes de tensões residuais do tipo trativa, com máximo de 354MPa na junta VIII. Também do lado direito e na junta VIII à distância de 10 mm do centro da solda (Ms), foi verificado o maior valor de tensão compressiva, -386MPa. A tabela 15 mostra os valores das tensões residuais nas posições citadas acima para todas as juntas.

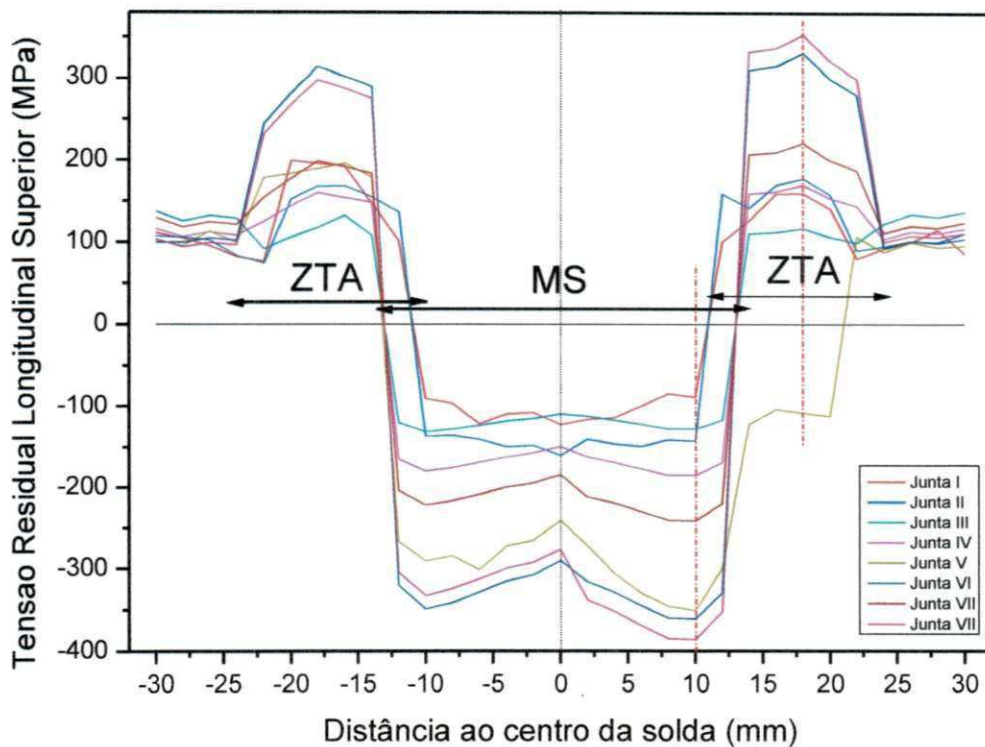


Figura 34. Perfil de tensões residuais longitudinais no passe de acabamento.

Tabela 15. Valores das tensões residuais longitudinais no passe de acabamento à distancias de 18 e 10 mm da linha de fusão.

Junta	Trativa (MPa)	Compressiva (MPa)
	(x=18mm)	(x=10mm)
	σ	σ
I	160	-88
II	178	-143
III	117	-128
IV	170	-185
V	-108	-351
VI	331	-361
VII	221	-241
VIII	354	-386

Os perfis de tensões residuais transversais no passe de acabamento para todas as juntas soldadas são mostrados no gráfico da figura 35, onde as regiões que compreendem o MS e ZTA possuem tensões do tipo compressivas. Justamente no centro do cordão do metal de solda, ponto 0 mm,

há um pico de tensão residual compressiva de menor magnitude comparado aos valores na região do MS.

Os valores das tensões para os pontos de magnitude máxima para todas as juntas estão relacionados na tabela 16. Para tensões trativas o ponto considerado foi $x = -24$ mm, ou seja, do lado esquerdo da chapa. O maior valor encontrado nesse local foi 131 MPa para a junta III. No ponto $x = 10$ mm foram comparados os valores das tensões residuais compressivas e a maior magnitude encontrada foi de 401 MPa para a junta VIII.

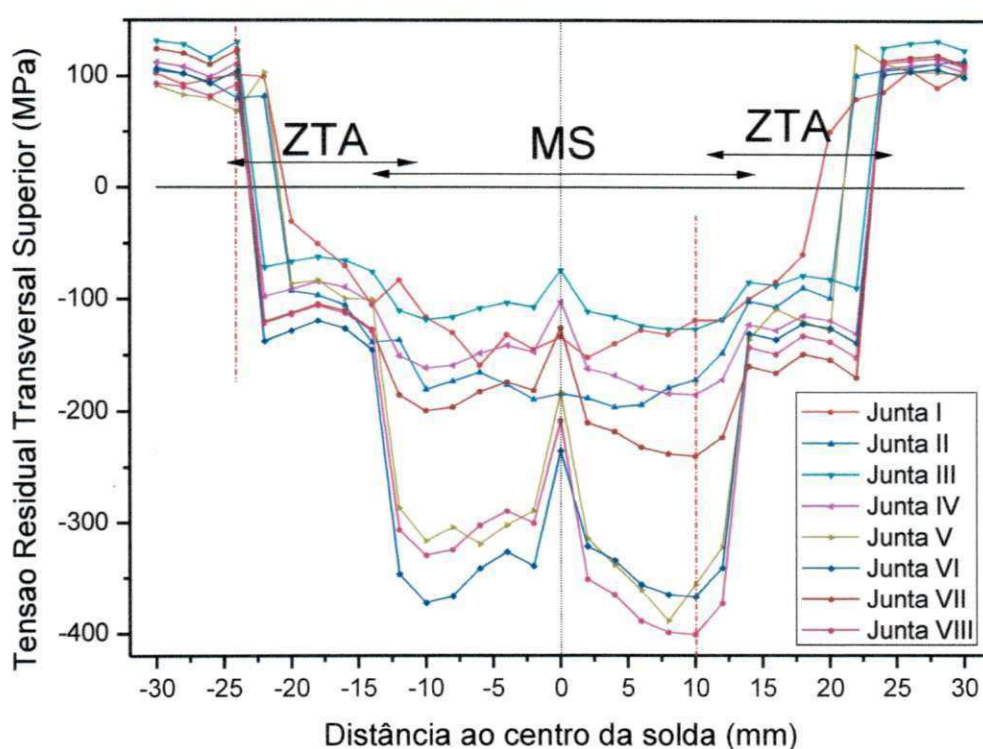


Figura 35. Perfil de tensões residuais transversais no passe de acabamento.

Neste trabalho, como já mencionado anteriormente, o perfil das curvas de tensões residuais foi diferente do que é proposto pela literatura. De uma forma geral tensões residuais compressivas foram encontradas na região que compreende o metal de base e na zona termicamente afetada pelo calor tensões trativas foram observadas.

Tabela 16. Valores de tensões residuais transversais no passe de acabamento a distâncias de -24 e 10 mm da linha de fusão.

	Trativa (MPa) (x=-24mm)	Compressiva (MPa) (x=10mm)
Junta	σ	σ
I	102	-119
II	81	-172
III	131	-127
IV	112	-185
V	69	-356
VI	105	-367
VII	124	-240
VIII	93	-401

Há três fatores que alteram o perfil de tensões residuais em juntas soldadas: contração, resfriamento superficial super intenso e transformação de fases. Esses efeitos podem influenciar de forma individual na intensidade e no perfil das tensões, como mostra a figura 36, MACHERAUCH & KLOOS (1987).

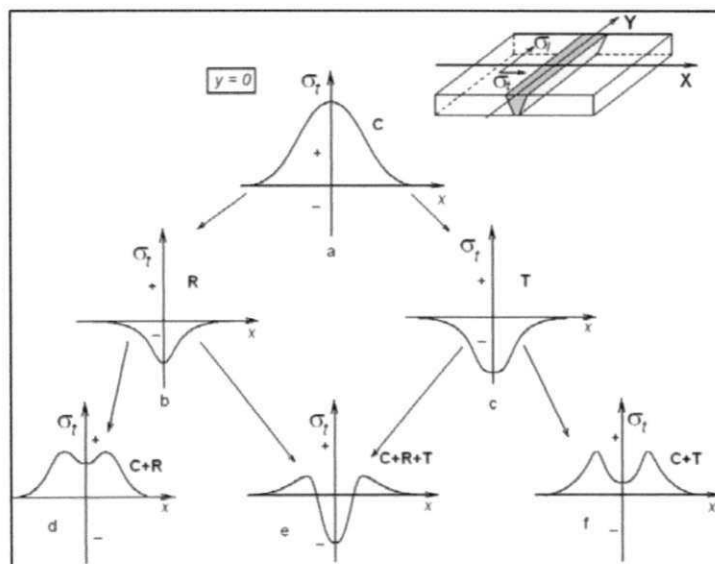


Figura 36. Efeitos de contração (C), resfriamento superficial super intenso (R) e transformação de fases (T) no perfil das tensões residuais (MACHERAUCH & KLOOS 1987).

Segundo OLIVEIRA (2009), devido a alguns fenômenos exclusivos no metal de solda: fusão do material, fenômenos físicos, estruturas brutas de solidificação e transformação de fases variadas, a geração de tensões residuais nesta região é mais complexa, alterando o perfil esperado. Vários fenômenos podem estar relacionados a essa alteração: transformações

martensíticas/bainíticas/ferrita acicular, alívio de tensões residuais anteriores devido à passes subsequentes e durante o estado líquido de um cordão aplicado, até tensões de equilíbrio geradas durante o resfriamento.

Transformações de fases adifusionais afetam a magnitude e perfil das tensões residuais devido à expansão de volume que ocorre, além das tensões de cisalhamento geradas durante a transformação.

ASSIS et. al, (2002) encontraram tensões residuais compressivas no MS em soldagem com vários passes e atribuem esse comportamento a soma de efeitos de transformações de fases adifusionais e gradientes de tensões gerados pela diferença de velocidade de resfriamento ao longo da espessura das amostras soldadas. GAO et al (1998) além de atribuírem a mesma conclusão acima, verificaram a formação de martensita e bainita após a soldagem para aços HSLA 100.

ONSØIEN et. al (2008), analisaram o desenvolvimento de tensões residuais na ZTA do aço API 5L X70 simulando vários ciclos térmicos e encontram que as transformações de fases causaram mudanças significativas nas tensões residuais. Valores de 433 a 490 MPa foram encontrados que correspondem à 75-86% do limite de resistência do metal de base.

A evolução das tensões residuais em soldas com vários passes utilizando-se aquisição do ciclo térmico em corpos de prova de várias espessuras foi estudada por MURUGAN et. al. (2001). O trabalho relacionou o ciclo térmico de soldagem com a evolução da tensão residual para cada passe de solda, utilizando GMAW em aços com baixo Carbono com espessuras de 6,8 e 12 mm. O aumento do número de passes reduz a magnitude do pico das tensões residuais nos passes próximos a raiz e aumenta gradualmente nos últimos passes.

Sabe-se que o aporte térmico gerado durante a soldagem exerce papel importante na formação de tensões residuais principalmente quando é utilizado apenas um cordão sobre a chapa ou se for analisado o nível de tensões a cada passe aplicado. Portanto, a tabela 17, ilustra os valores máximos das tensões longitudinais e transversais nas regiões do MS e ZTA para todas as juntas analisadas seguindo na última coluna do aporte térmico médio aplicado.

Neste trabalho observa-se que a energia de soldagem, por si só, não teve uma relação direta com os níveis de tensões residuais encontrados, pois é

observado que assim como maiores valores de H proporcionam maiores magnitudes de tensões residuais um menor aporte térmico também foi responsável por maiores valores. OLIVEIRA, 2009 relata que é um equívoco imaginar que a energia de soldagem é o único fator a influenciar o estado final de tensões residuais, pois em determinada junta, maior quantidade de material depositado poderá gerar níveis de contração elevados.

Observou-se principalmente na execução do passe de raiz, onde se obteve a maior discrepância da energia de soldagem, que esse não foi o parâmetro mais importante. O que mais influenciou nesta condição, foi o elevado tempo para soldar, ou seja, uma velocidade lenta de soldagem. Isso gerou tensões residuais trativas 30% menor que no processo SMAW mesmo esse apresentando uma menor energia de soldagem. Isso demonstra a importância da velocidade de soldagem no perfil de tensões residuais e que esse parâmetro deve ser bem controlado.

Na execução do passe de acabamento não houve uma discrepância entre as energias de soldagem como ocorreu no passe de raiz, mas ainda sim o parâmetro que mais pode ter afetado a magnitude das tensões residuais foi a maior velocidade de soldagem para o processo FCAW aliado com uma maior contração que ocorreu nessas chapas, o que gerou, principalmente no aço API X70 tensões trativas na ZTA maiores que 300 MPa.

Tabela 17. Valores máximos de tensões residuais trativas e compressivas para todas as juntas.

Junta	Metal de Solda				ZTA				H	
	Transv.		Long.		Transv.		Long.		Médio	
	Raiz	Acab.	Raiz	Acab.	Raiz	Acab.	Raiz	Acab.	Raiz	Acab.
I	-240	-159	-235	-122	160	80	164	200	8,15	11,62
II	-228	-194	-215	-160	169	101	155	178	8,00	7,89
III	-71	-127	-87	-123	50	-82	73	133	24,62	11,30
IV	-61	-185	-74	-185	43	-103	62	170	23,51	8,01
V	-265	-389	-302	-351	204	127	321	196	7,38	11,75
VI	-274	-372	-326	-361	246	-139	282	331	6,46	7,75
VII	-87	-240	-99	-241	62	-170	83	221	25,52	10,72
VIII	-77	-152	-88	-386	55	401	73	354	26,16	8,23

6.2 Aquisição dos Ciclos Térmicos de Soldagem

Foram obtidos pelo método direto oito ciclos térmicos de soldagem, sendo 4 para cada metal de base utilizado, onde: duas curvas foram plotadas correspondente ao passe de raiz (SMAW e GTAW) e mais duas relacionadas ao passe de acabamento (SMAW e FCAW). A tabela 18 a seguir exemplifica o que foi dito antes e acrescenta o valor médio da energia de soldagem utilizada em KJ/cm. A distância do termopar para o limite da linha do metal de solda foi de 2 mm para todas as juntas analisadas.

Tabela 18. Valor médio da energia de soldagem para os processos utilizados.

	API 5L X65 (KJ/cm)		API 5L X70 (KJ/cm)	
	Passe Raiz	Passe Acabamento	Passe Raiz	Passe Acabamento
SMAW	8,08	11,46	6,92	11,24
GTAW	24,07	-----	25,84	-----
FCAW	-----	7,95	-----	7,99

Dessas curvas de temperatura versus tempo foram tirados dois importantes parâmetros que estão relacionados principalmente com a microestrutura resultante: a temperatura máxima alcançada (T_p) e o tempo para ocorrer o resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta_{18/5}$).

A presente discussão tratará a comparação entre os mesmos processos de soldagem, a mesma região da junta (inferior ou superior), mas em metais de bases distintos, ou seja, influência da espessura nos valores encontrados.

As figuras 37 e 38 representam o ciclo térmico de soldagem no passe de raiz utilizando o processo SMAW nos aços X65 e X70 respectivamente. A energia de soldagem utilizada para o aço de maior espessura foi ligeiramente menor. A T_p e $\Delta_{18/5}$ encontrados para os aços X65 e X70 foram respectivamente: 967,55°C e 12,19 segundos; e 843,31°C e 11,5 segundos.

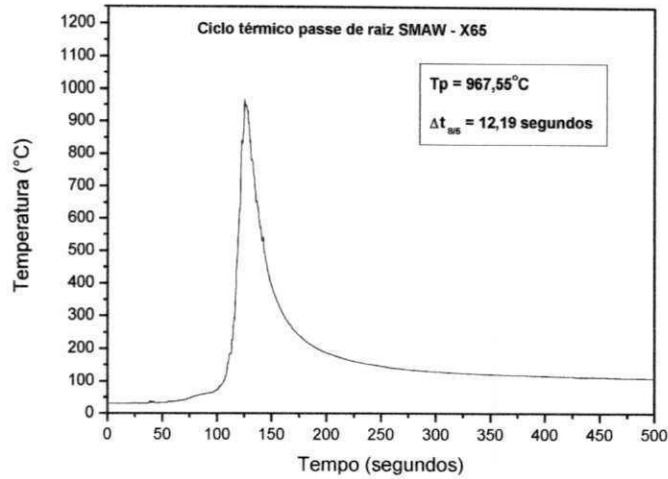


Figura 37. Ciclo térmico de soldagem no passe de raiz, processo SMAW para o aço API 5L X65.

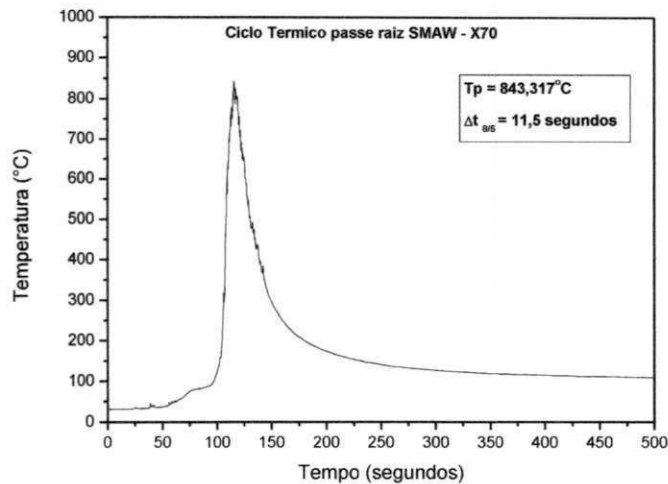


Figura 38. Ciclo térmico de soldagem no passe de raiz, processo SMAW para o aço API 5L X70.

As figuras 39 e 40 ilustram as curvas do ciclo térmico nas proximidades do passe de raiz utilizando o processo GTAW nos metais de base X65 e X70. Nessas duas condições os parâmetros de corrente, tensão e velocidade foram praticamente os mesmos, gerando energias de soldagem semelhantes. Portanto, a influência significativa será da espessura do metal de base. Os valores de T_p e $\Delta t_{8/5}$ para o aço X65 foram 1025°C e 10,2 segundos. Para o aço de maior espessura, X70, a temperatura de pico foi um pouco maior,

1055,55°C e o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C caiu para 6,81 segundos, uma redução de 33%.

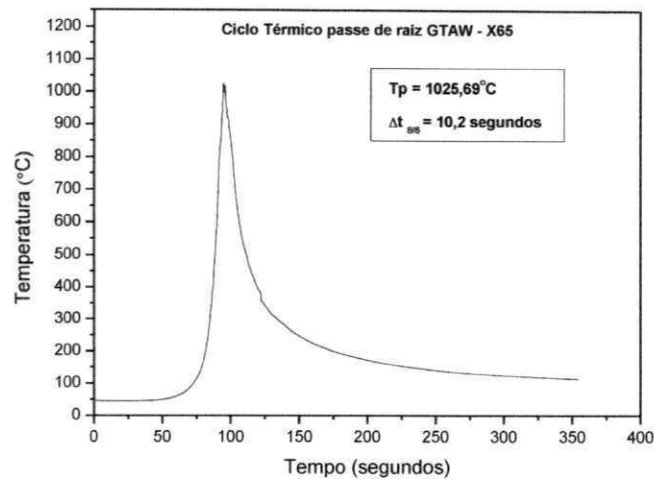


Figura 39. Ciclo térmico de soldagem no passe de raiz, processo GTAW para o aço API 5L X65.

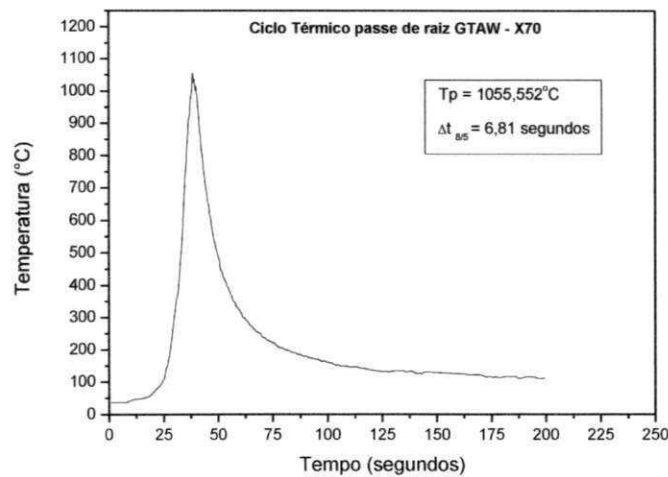


Figura 40. Ciclo térmico de soldagem no passe de raiz, processo GTAW para o aço API 5L X70.

REIS SOBRINHO et. al. (2007), avaliaram o ciclo térmico na ZTA do aço ASTM 514 variando a espessura e energia de soldagem. Espessuras de 8,3 e 16 mm foram utilizadas com pequena variação na composição química. Houve uma redução do $\Delta t_{8/5}$ de 9,8 para 2,57 segundos quando $H=0,87\text{KJ/mm}$ e de 13,3 para 3,91 segundos para $H=1,23\text{KJ/mm}$. Isso aumentou o valor da microdureza na ZTA.

As figuras 41 e 42 mostram os ciclos térmicos obtidos utilizando o processo FCAW. No gráfico correspondente ao passe de acabamento para o aço X65, figura 6.11 a temperatura máxima alcançada foi de 1043,05°C e o $\Delta t_{8/5}$ 5,95 segundos. Quando se empregou o mesmo processo com praticamente a mesma energia de soldagem no aço de maior espessura a máxima temperatura encontrada subiu para 1237,65°C e o tempo de resfriamento diminuiu para 2,6 segundos.

Vários trabalhos contemplam o estudo de algumas variáveis que afetam os ciclos térmicos durante o processo de soldagem, entre elas destacam-se: efeito da variação do aporte térmico, MONTEIRO, L.S. (2004); Influencia de ciclos térmicos de soldagem na microestrutura ZHAO et. al. (2011); ONSØIEN et. al. (2010); influência da temperatura de pré-aquecimento, MODENESE (2001); REIS SOBRINHO & ALCÂNTRA (2007).; MACIEL, et. al (2000); distância da zona fundida principalmente em estudos de simulação, ZHAO et. al. (2011), LIU et. al. (2004), RÉGO (2005). A influência que a espessura exerce sobre o perfil do ciclo térmico ainda é pouco para a gama de estudos envolvendo as variáveis citadas acima.

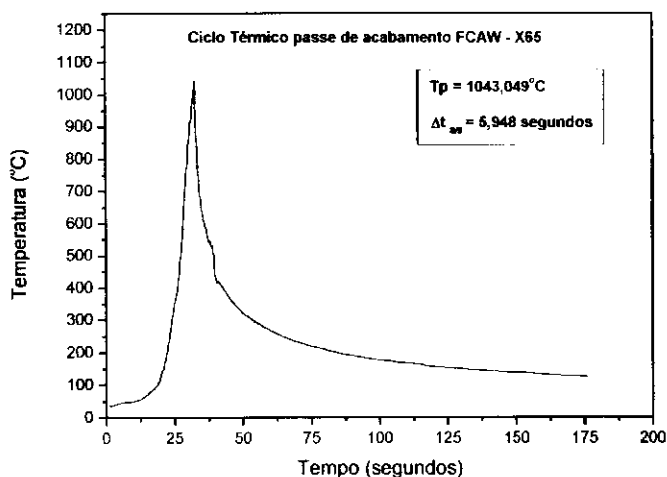


Figura 41. Ciclo térmico de soldagem no passe de acabamento, processo FCAW para o aço API 5L X65.

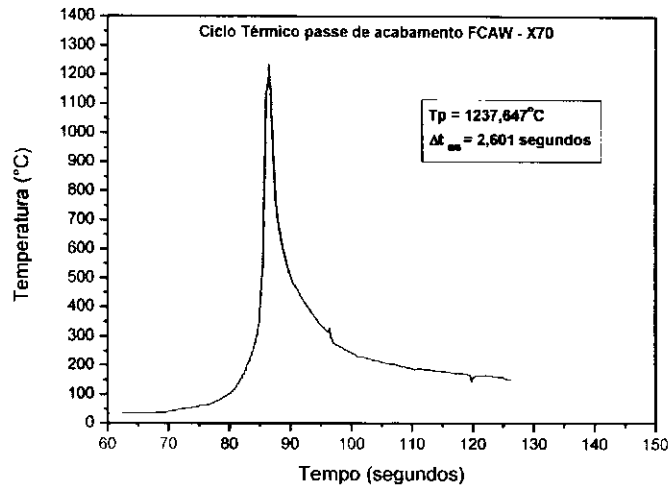


Figura 42. Ciclo térmico de soldagem no passe de acabamento, processo FCAW para o aço API 5L X70.

MACIEL, 2000, determinou através do método direto, T_p e $\Delta t_{8/5}$ em diferentes regiões da ZTA utilizando os processos SMAW e FCAW, com variação também da temperatura de pré-aquecimento. O aumento da temperatura de pré-aquecimento elevou o $\Delta t_{8/5}$.

Para finalizar os gráficos dos ciclos térmicos, as figuras 43 e 44 mostram os perfis para o processo SMAW nos metais de base X65 e X70 respectivamente. A máxima temperatura encontrada foi de $964,47^{\circ}\text{C}$ para o aço X65 e $949,99^{\circ}\text{C}$ utilizando o X70. O tempo de resfriamento, $\Delta t_{8/5}$, encontrado foi de 13,1 e 8,54 segundos respectivamente para o X65 e X70. Mais uma vez fica evidente que o aumento da espessura da junta proporcionou que o calor dissipasse em mais direções proporcionando um resfriamento mais rápido quando comparado à outra junta de menor espessura.

O sistema de aquisição de dados utilizado neste trabalho se mostrou adequado para obtenção da curva temperatura versus tempo possibilitando calcular a T_p e $\Delta t_{8/5}$ na região da ZTA.

Para efeito de comparação a tabela 19 apresenta os valores encontrados para a temperatura de pico ($^{\circ}\text{C}$) e para o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C .

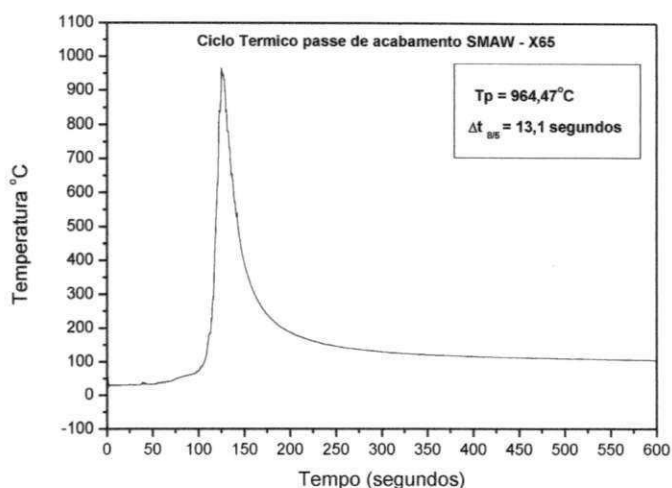


Figura 43. Ciclo térmico de soldagem no passe de acabamento, processo SMAW para o aço API 5L X65.

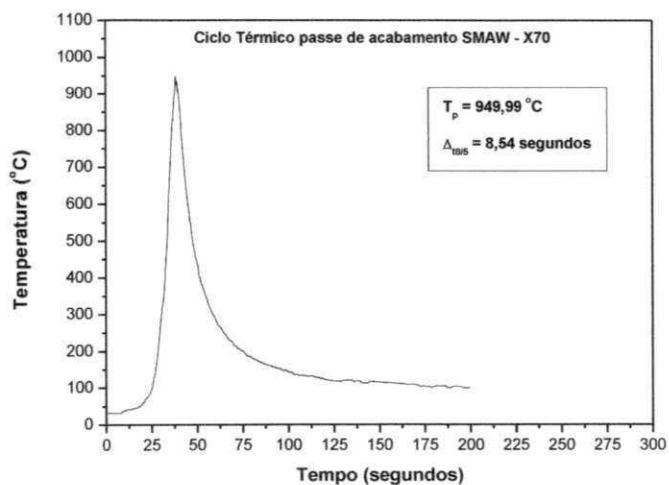


Figura 44. Ciclo térmico de soldagem no passe de acabamento, processo SMAW para o aço API 5L X70.

Tabela 19. Valores de T_p e $\Delta t_{8/5}$ para as juntas soldadas.

Passe	Processo	Aço	Espessura	H	T_p	$\Delta t_{8/5}$
			(mm).	(KJ/cm)	(°C)	(segundos)
Raiz	SMAW	X65	11	8,08	967,55	12,19
		X70	19	6,92	843,31	11,5
Raiz	GTAW	X65	11	24,07	1025,69	10,2
		X70	19	25,84	1055,55	6,81
Acab.	SMAW	X65	11	11,46	964,47	13,1
		X70	19	11,24	949,99	8,54
Acab.	FCAW	X65	11	7,95	1043,05	5,95
		X70	19	7,99	1237,65	2,6

6.3. Microdureza.

Como já foi relatada na metodologia a análise da microdureza compreendeu as três regiões da junta soldada, MS, ZTA e MB. Foram realizadas medidas a 2 mm da superfície da junta, com intuito de contemplar ao máximo as regiões que correspondem aos passes de raiz e de acabamento. Com isso há a possibilidade de fazer uma relação entre o ciclo térmico que foi adquirido na região da ZTA. Torna-se necessário realizar ensaios de microdureza em conjuntos soldados, pois, possíveis acréscimos em relação ao valor inicial do metal de base estão relacionados à formação de fases mais duras e mais susceptíveis ao trincamento por fragilização do material, ao seu encruamento e ao aumento das tensões residuais, SANTOS NETO (2003).

Em princípio foram realizadas medições tanto do lado esquerdo da junta como do lado direito. Foi visto que os valores encontrados não mudavam entre os lados. De posse disso foram realizadas medidas apenas em um lado da junta soldada a partir da linha central do metal de solda. Os valores apresentados nos gráficos e tabelas a seguir correspondem à média de cada região (MS-ZTA-MB) e seus respectivos valores do desvio padrão. Na região termicamente afetada pelo calor a média inclui valores obtidos nas regiões de grãos grosseiros, grãos colunares e refinados, pois não houve diferenças significativas.

Começando pelos valores de microdureza dos dois aços utilizados encontraram-se os seguintes resultados: aço API 5L X65 – $185,52\text{HV} \pm 16,56$; API 5L X70 – $186,04 \pm 19,63$. Resultados muito similares, evidenciando que mesmo que em classificações diferentes na classe API, as propriedades desses dois aços são muito parecidas.

A figura 45 ilustra o gráfico com comportamento da microdureza na região que compreende o passe de acabamento para todas as juntas. A tabela 20 mostra os valores que foram encontrados para facilitar o entendimento do gráfico. De um modo geral os valores encontrados situam-se dentro de uma mesma faixa de resultados variando de 178,86 no MS da junta VI até 209,73 na ZTA da junta VII. Os maiores valores encontrados na ZTA foram de 203,65 e 201,49 nas juntas III e VII respectivamente. Ocorreu uma tendência de

maiores valores para os passes que foram feitos pelo processo de eletrodo revestido.

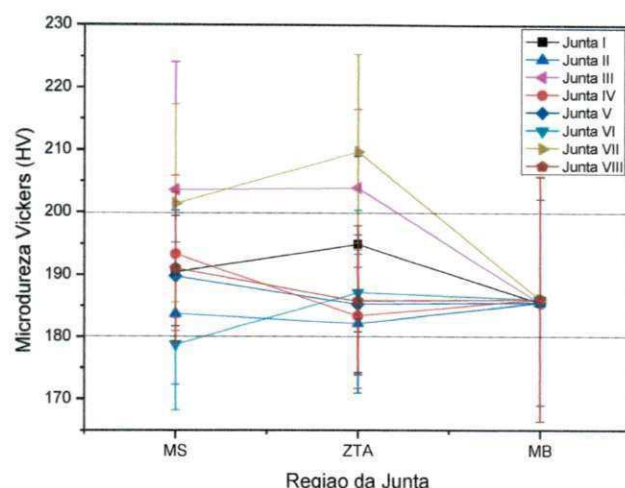


Figura 45. Microdureza Vickers no passe de acabamento.

Tabela 20. Valores de microdureza no passe de acabamento.

PASSE ACABAMENTO								
Junta	ZTA		MS		Média Geral		H KJ/Cm	Processo
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão		
I	194,9	14,09	190,52	8,84	191,24	9,74	11,62	SMAW
II	182,16	11,2	183,8	11,49	182,79	11,33	7,89	FCAW
III	203,92	12,61	203,65	20,55	202,44	20,38	11,30	SMAW
IV	185,31	11,08	188,5	12,76	186,85	10,84	8,01	FCAW
V	183,41	11,69	193,44	12,46	190,39	13,11	11,75	SMAW
VI	187,19	13,16	178,86	10,58	184	12,91	7,75	FCAW
VII	209,72	15,68	201,49	15,84	202,86	15,86	10,72	SMAW
VIII	185,81	12	191,14	12,09	188,66	12,25	8,23	FCAW

Os resultados para a região inferior, ou seja, do passe de raiz estão mostrados logo abaixo na figura 46 e na tabela 21. Ficou mais evidente nesta região que menores aportes térmicos resultam em maiores valores de microdureza para todas as regiões analisadas. Maior valor foi encontrado na ZTA da junta VI, 222,13HV e no MS foi 204,19 na junta I.

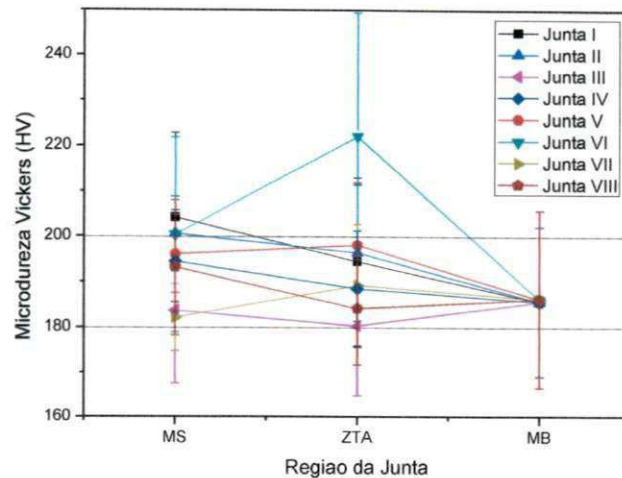


Figura 46. Microdureza Vickers no passe de raiz.

Tabela 21. Valores de microdureza no passe de raiz.

PASSE RAIZ								
Junta	ZTA		MS		Média Geral		H KJ/Cm	Processo
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão		
I	194,43	18,5	204,19	18,68	194,44	22,12	8,15	SMAW
II	196,4	15,02	200,68	8,22	198,05	12,54	8,00	SMAW
III	180,35	15,56	183,77	16,15	187	17,72	24,62	GTAW
IV	188,5	12,76	194,53	11,33	189,76	12,70	23,51	GTAW
V	198,08	13,76	196,13	8,51	198,38	12,01	7,38	SMAW
VI	222,13	27,28	200,48	21,47	217,40	25,94	6,46	SMAW
VII	189,22	13,48	182,2	7,24	190,96	13,87	25,52	GTAW
VIII	186,14	12,43	193,25	14,85	185,53	13,52	26,16	GTAW

6.4. Análise Microestrutural

As análises micrográficas feitas neste presente trabalho mostram os diversos microconstituintes que compõem a região da zona termicamente afetada na posição onde foi inserido o termopar para aquisição dos ciclos térmicos de soldagem. Os passes que foram executados para enchimento da junta proporcionam aos passes anteriores novas transformações microestruturais devido ao novo ciclo térmico imposto, principalmente na região que compreende o passe de raiz.

É possível ver em algumas varreduras feitas pelo microscópio óptico o crescimento do tipo colunar da solidificação nos processos de soldagem por fusão, figura 47. Ainda nesta mesma figura observa-se o refinamento que

ocorreu no grão do cordão anterior, provocado pela execução do(s) passe(s) seguinte(s) que gerou um tratamento térmico nessa região.

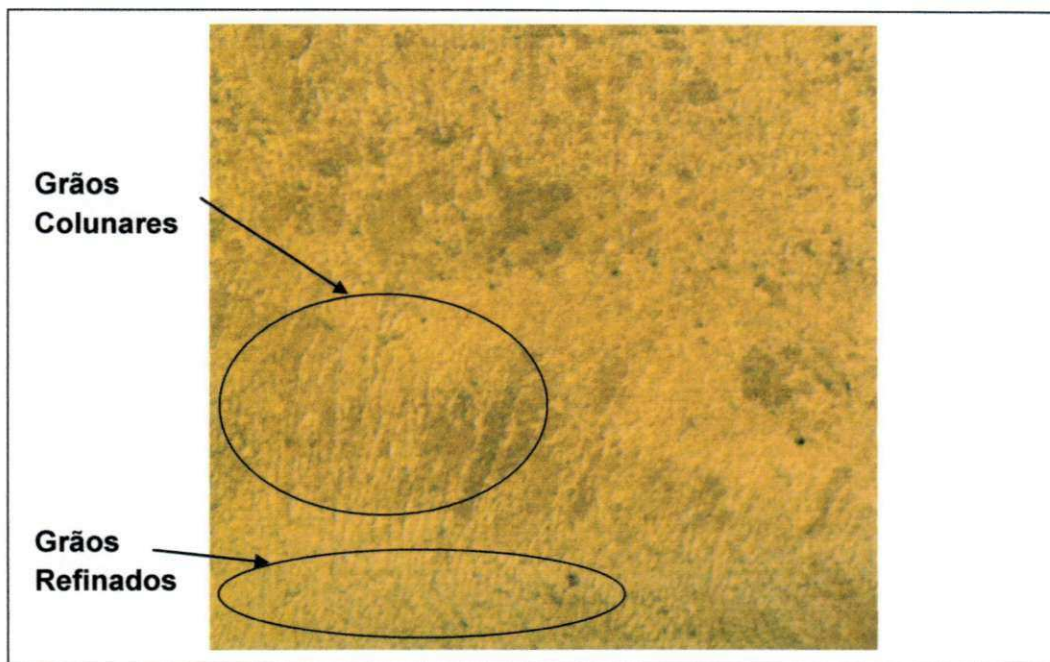


Figura 47. Micrografia representando o crescimento colunar e refinamento de grãos devido aos passes sub-sequentes.

A análise microestrutural dos metais de base mostrou uma predominância de ferrita e perlita com poucas inclusões, como mostrado na figura 48, que é característico de um aço de baixo carbono laminado.

Até hoje a terminologia dos diversos constituintes presentes na junta soldada e zona termicamente afetada dos aços da classe API não está totalmente padronizada, VENTRELLA (2005). A terminologia adotada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW/IIS), ainda é a mais utilizada, onde os microconstituintes são definidos como segue, DOLBY (1986)

- Ferrita Primária de Contorno de Grão – PF(G)
- Ferrita Poligonal Intragranular – PF(I)
- Ferrita Acicular – AF
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A)
- Ferrita com Segunda Fase não Alinhada – FS(NA)
- Agregado Ferrita Carboneto – FC
- Martensita –M

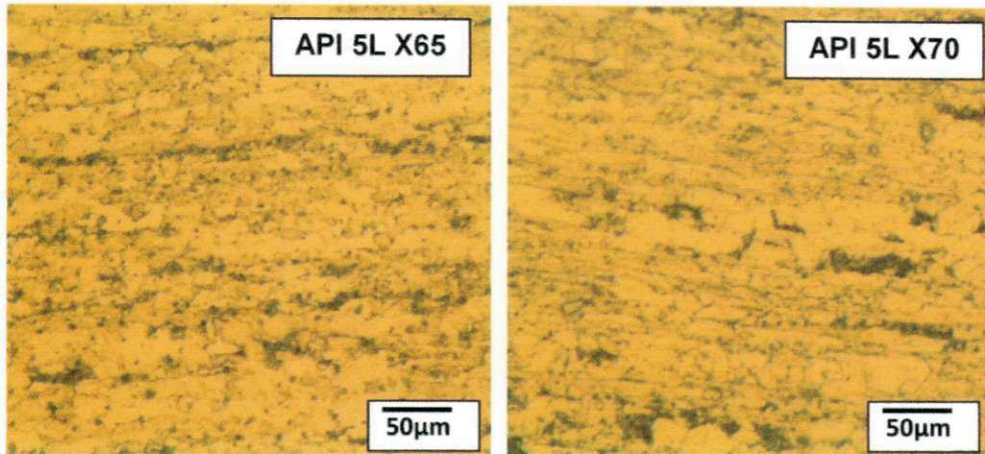


Figura 48. Análise microestrutural para os metais de base.

Nas figuras 49 à 56 são apresentadas as microestruturas para a região da ZTA mais próximo possível do local onde foi inserido o termopar para todas as condições analisadas. Ao lado direito superior está o gráfico correspondente ao ciclo térmico de soldagem e no lado inferior os valores da temperatura máxima atingida (T_p), tempo de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) e a taxa de resfriamento entre 800 e 500°C ($R_{800/500}$) em °C/s. As imagens serão comparadas pela região do passe juntamente com o metal de base utilizado.

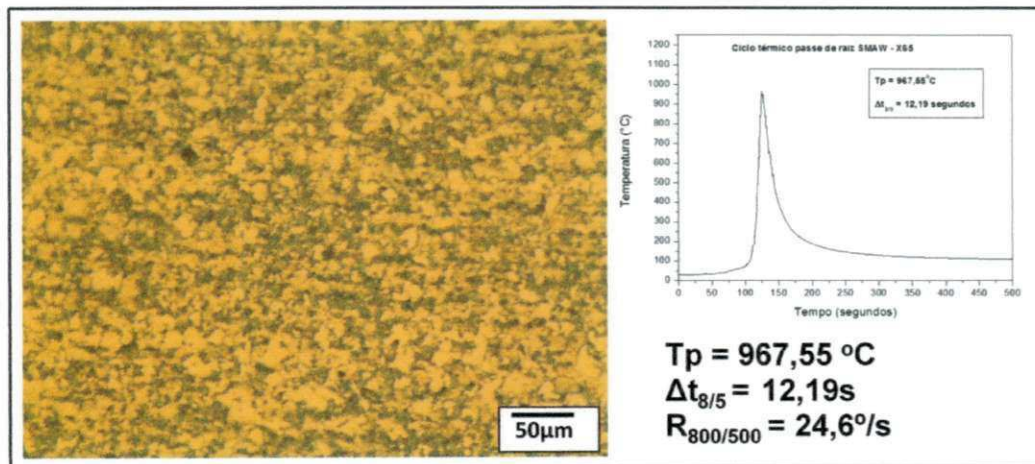


Figura 49. Análise metalográfica passe de raiz SMAW – X65

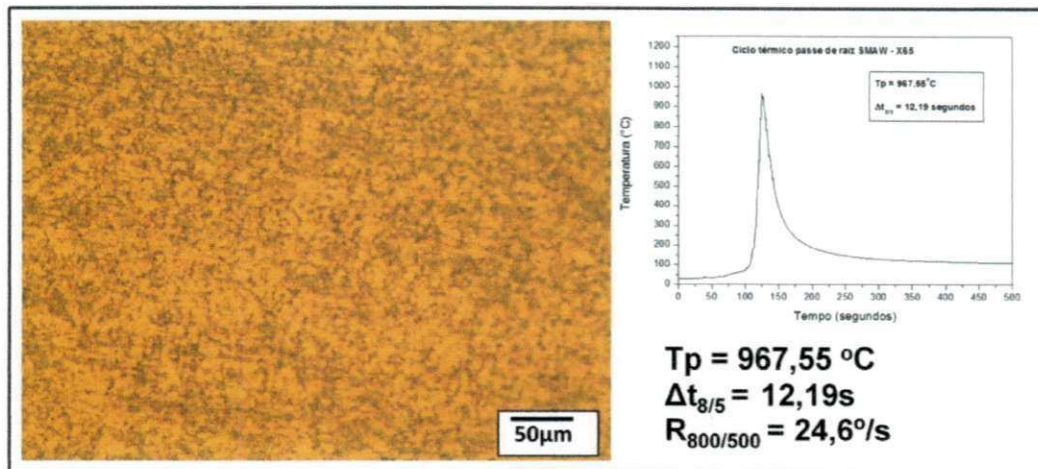


Figura 50. Análise metalográfica passe de raiz SMAW – X70

As micrografias dos passes de raiz executados pelo processo SMAW estão apresentadas nas figuras 49 e 50. Predomina-se uma microestrutura composta por grãos de ferrita e “ilhas” de perlita (regiões escuras). Não houve variação da granulometria, primeiro porque as taxas de resfriamento foram próximas e segundo devido aos passes subsequentes que atuaram como sendo um tratamento térmico refinando boa parte da região inferior. Na figura 6.21 visualiza-se algumas regiões que contem ferrita poligonal. Segundo Ventrella, em condições de baixas taxas de resfriamento favorece a formação de constituintes como ferrita primária de contorno de grão PF(G) e ferrita poligonal intragranular PF(I), reduzindo a ferrita acicular.

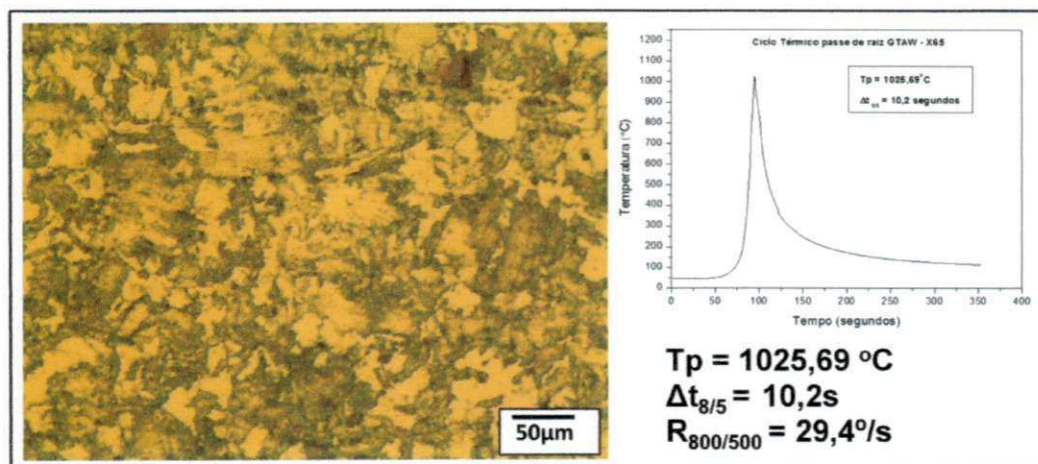


Figura 51. Análise metalográfica passe de raiz GTAW – X65.

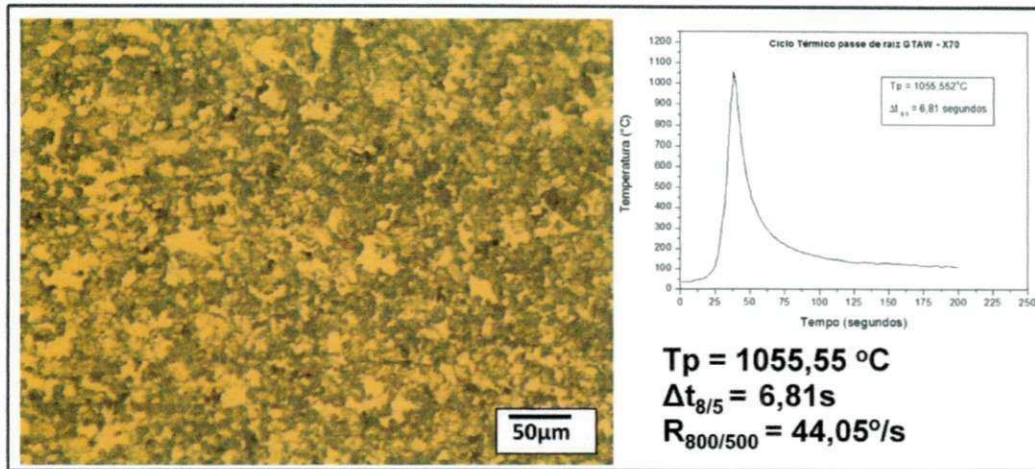


Figura 52. Análise metalográfica passe de raiz GTAW – X70.

As figuras 51 e 52 representam as microestruturas do passe de raiz executado pelo processo GTAW, respectivamente para os aços X65 e X70. Com uma taxa de resfriamento mais rápida observam-se microestruturas mais heterogêneas com alguns pontos de granulação mais fina devido aos passes de enchimento. Predominou-se na microestrutura do aço API X65 granulação grosseira de ferrita em conjunto com alguns pontos de perlita. Com um $\Delta t_{8/5}$ em torno de 35% mais rápido que na junta do aço X65, o aço X70 apresentou uma granulação mais refinada de matriz ferrítica com regiões de perlita.

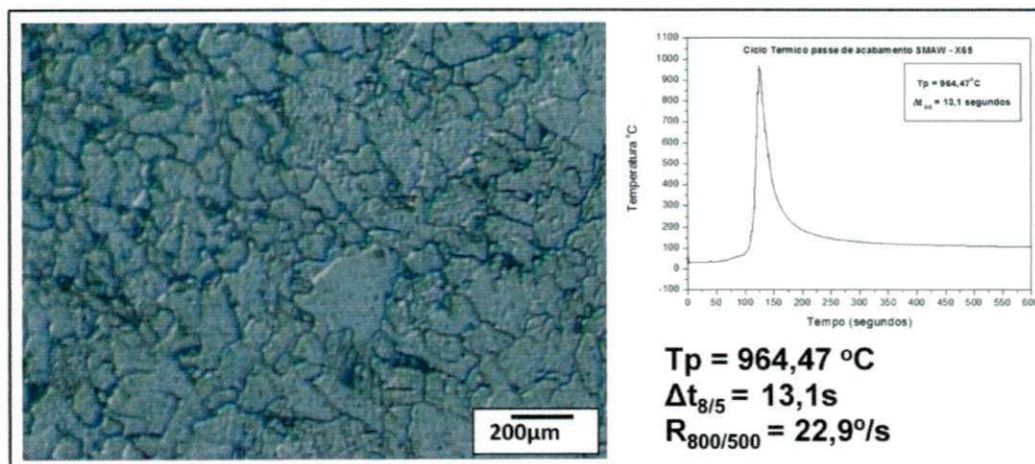


Figura 53. Análise metalográfica passe de acabamento SMAW – X65.

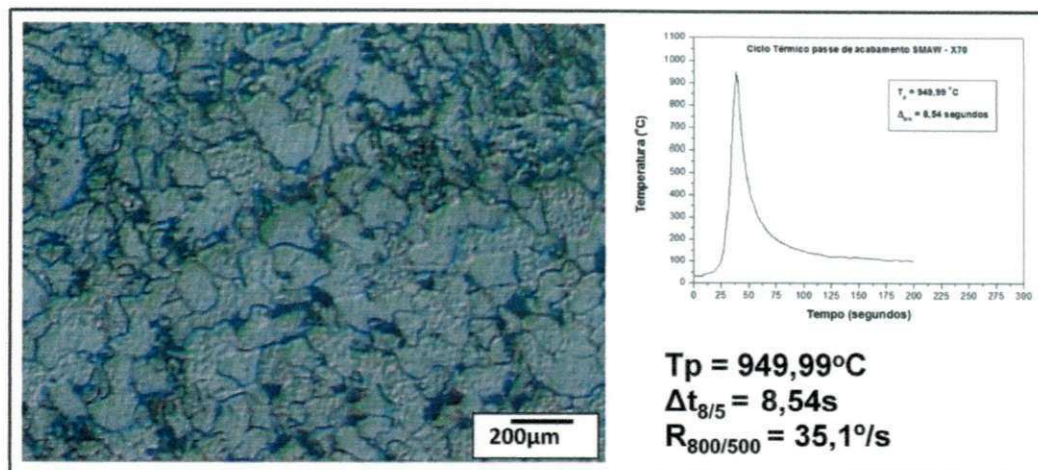


Figura 54. Análise metalográfica passe de acabamento SMAW – X70.

Microestruturas representativas do passe de acabamento executado pelo processo de eletrodo revestido estão mostradas nas figuras 53 (X65) e 54 (X70). Assim como nas outras juntas, a microestrutura é composta de ferrita + perlita e a execução dos demais passes de acabamento não influenciou de forma significativa a granulação nessa região analisada como aconteceu na região do passe de raiz. A junta do passe X70 apresentou maior número de ilhas de perlita.

E por fim as duas últimas condições que faltam para serem analisadas: soldagem do passe de acabamento pelo processo de arame tubular. Nessas condições ocorreram os maiores valores de tempo de resfriamento e conseqüentemente menores valores para resfriar de 800 à 500°C. Foi observado também que a maior temperatura encontrada nos ciclos térmicos foi para a soldagem do aço X70, 1237,65°C, figura 56. Isso proporcionou uma microestrutura de grãos colunares grosseiros de ferrita, ferrita poligonal, perlita. Não foram verificados os microconstituintes martensita e bainita. Na figura 55 é possível verificar uma região de granulação refinada ao lado esquerdo da imagem, possivelmente representativa de um passe de acabamento adjacente.

A soldagem pelo arame tubular apresentou os maiores valores de tensões residuais do tipo trativas na região do passe acabamento, conforme discutido anteriormente.

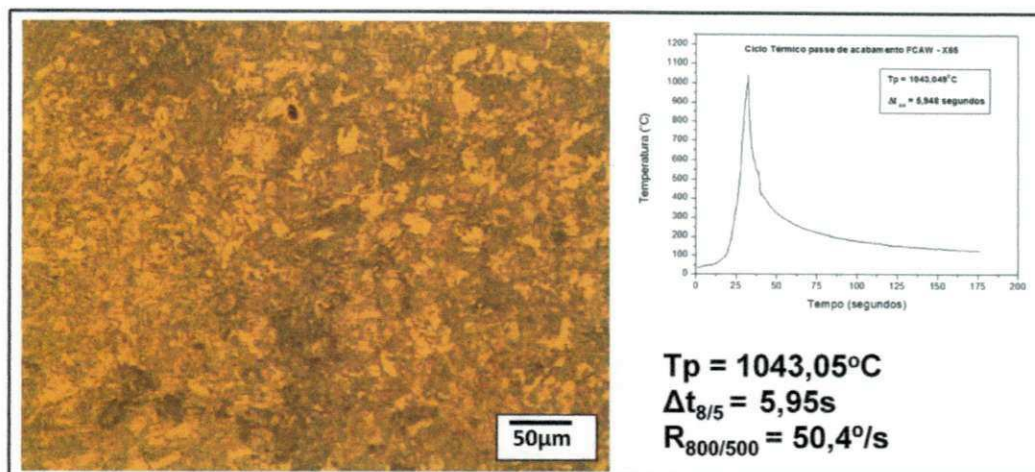


Figura 55. Análise metalográfica passe de acabamento FCAW – X65.

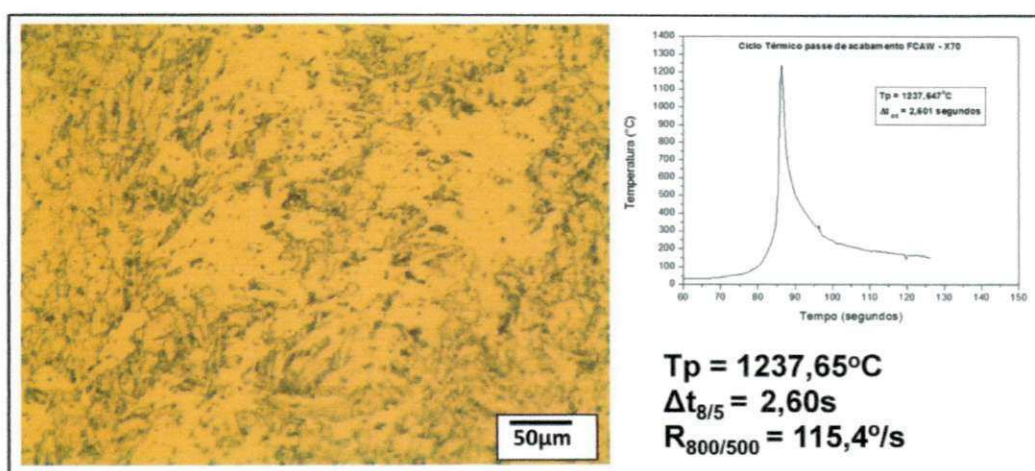


Figura 56. Análise metalográfica passe de acabamento FCAW – X70.

Sob efeitos térmicos de soldagem é evidente que as mudanças da microestrutura e propriedades ocorrem no metal de base adjacente ao metal de solda. Algumas vezes a mudança microestrutural pode levar a fragilidade na ZTA, principalmente quando o constituinte Martensita/Austenita é formado, SHI & HAN (2008), o que não foi verificado nesse trabalho.

VENTRELLA (2004) observou que na soldagem do aço API X-70 com o eletrodo revestido AWS E-8010G e com o arame tubular AWS E-81T1-Ni1, a taxa de resfriamento do metal de solda é um fator determinante da microestrutura resultante, isto é, o aumento da taxa de resfriamento favoreceu o aparecimento de constituintes do tipo ferrita com segunda fase alinhada, reduzindo a fração volumétrica de ferrita acicular. Por outro lado, com baixas taxas de resfriamento favoreceu-se o aparecimento de constituintes do tipo

ferrita primária de contorno de grão e ferrita primária poligonal intergranular, reduzindo a fração volumétrica de ferrita acicular.

6.5 Influência do ciclo térmico de soldagem nas tensões residuais

Como já discutido anteriormente os maiores níveis de tensões residuais na ZTA no passe de acabamento foram observados para o processo de soldagem FCAW. Nessas condições de soldagem foram observados as maiores temperaturas de picos e os mais rápidos tempos de resfriamento entre 800 e 500°C que pode estar relacionado com os níveis de tensões residuais encontrados, pois o perfil e magnitude é diretamente influenciado pelo resfriamento superficial super-intenso além da contração do material, demonstrando a necessidade da escolha adequada dos parâmetros utilizados.

Para o aço X70 ocorreu a maior taxa de resfriamento, 115,4°C/s gerando um $\Delta t_{8/5}$ de 2,6 segundos, que resultou em uma microestrutura de grãos colunares e heterogêneo, proporcionando magnitudes de tensões residuais de 360 MPa equivalente a mais de 70% do limite de escoamento do material. Quando se utilizou o processo SMAW, a taxa de resfriamento foi três vezes menor, resultou em um $\Delta t_{8/5}$ três vezes maior, e os níveis de tensões residuais trativas caíram significativamente na ZTA. Como a T_p encontrada para esse processo foi menor que o FCAW gerou uma microestrutura mais homogênea e refinada.

Sendo assim, o aumento da taxa de resfriamento em conjunto com uma elevada temperatura máxima poderá promover uma microestrutura grosseira e menos homogênea gerando maiores níveis de tensões residuais trativas no passe de acabamento para as condições estudadas. O aumento da T_p contribuiu principalmente para o aumento da granulação da microestrutura. Não se percebe a correlação da T_p e do $\Delta t_{8/5}$ nos valores encontrados para a microdureza.

Na região do passe de raiz, com uma menor velocidade de soldagem aliada a um maior valor da corrente (A) o processo GTAW apresentou maiores valores de T_p em comparação ao SMAW devido ao maior calor fornecido à junta. Para essas condições não ocorreu relações entre a T_p e o $\Delta t_{8/5}$ no nível

de tensões residuais encontrado, pois o que influenciou no menor nível de tensões foi a baixa velocidade de soldagem, demonstrando assim que um controle desse parâmetro é necessário. Nessa região da junta soldada taxas de resfriamento mais rápidas foram encontradas para o aço API X70, mas não necessariamente se obteve a maior T_p , como ocorreu na soldagem do passe de raiz pelo processo SMAW. O aumento da espessura proporcionou uma dissipação mais rápida do calor, gerando tensões residuais de maior magnitude para todas as condições estudadas.

Sabe-se que uma taxa de resfriamento muito lenta permite que os grãos cresçam o que não poder ser favorável para algumas propriedades mecânicas. Com o $\Delta t_{8/5}$ maior para o aço API X65 se obteve uma microestrutura com uma granulação um pouco menos refinada que o API X70, mas com algumas pequenas regiões refinadas que pode ser consequência dos passes posteriores para enchimento da junta. Na análise da microdureza não se observou diferenças em que justificasse a variação da microestrutura e os valores se situam dentro de uma faixa média com desvio padrão relativamente pequeno demonstrando à boa soldabilidade desses aços.

7. CONCLUSÕES

1. As tensões residuais de caráter compressivo no metal de solda e trativo na ZTA demonstra a influência da superposição dos ciclos térmicos proporcionado pelos passes subsequentes em uma solda multipasse com a relação à mudança no perfil destas tensões quando comparado com uma solda monopasse.
2. A redução em torno de 30% dos valores das tensões residuais no passe de raiz das juntas executadas pelo processo GTAW com relação ao processo SMAW demonstra a importância do efeito da velocidade de soldagem sobre estes valores
3. Os altos valores de tensões residuais trativas na ZTA do passe de acabamento, superior a 70% do limite de escoamento do metal de base, principalmente nas juntas executadas pelo processo FCAW nas chapas do aço API 5L X70 de maior espessura, demonstra a necessidade do controle na execução do último passe.
4. Os maiores valores de tensões residuais observados para as juntas do aço API 5L X70 de maior espessura e soldadas com maior velocidade de soldagem, proporcionando menores valores de $\Delta t_{8/5}$ demonstra a necessidade do controle e do estabelecimento adequado dos parâmetros de soldagem em função destas variáveis.
5. A nitidez das curvas de ciclos térmicos de soldagem possibilitando a obtenção das temperaturas de pico e do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C demonstrou a eficiência do sistema utilizado para este fim.
6. As elevadas taxas de resfriamento (115,4°C/s), proporcionadas nas juntas executadas pelo processo FCAW no acabamento da junta, resultando em uma microestrutura de regiões colunares de granulação grossa composta por ferrita, ferrita poligonal e ilhas de perlita, demonstra a necessidade da escolha adequada do processo de soldagem a ser utilizado.
7. A similaridade e os níveis dos valores de microdureza nas juntas soldadas para todas as condições utilizadas demonstra a boa soldabilidade dos aços da classe API para fabricação de dutos.

8. Maiores temperaturas de pico e menores tempos de resfriamento entre 800 e 500°C podem acarretar em maiores magnitudes de tensões residuais como observado para os passes de acabamento executados pelo processo FCAW.
9. Na execução do passe de acabamento não se observou uma relação direta entre T_p e $\Delta t_{8/5}$ no perfil de tensão residual. Um maior $\Delta t_{8/5}$ proporcionou um pequeno aumento nos tamanhos dos grãos para a soldagem do passe de raiz para o aço API X65.

7.1 Sugestões para trabalhos futuros

Pela experiência adquirida nesse período de mestrado, pela sugestões de profissionais, alunos e pesquisadores além dos resultados obtidos neste trabalho, sugiro os seguintes tópicos:

- Análise das tensões residuais após cada passe executado e análise final da junta soldada com objetivo de avaliar a influência de passes subsequentes no perfil final das tensões.
- Avaliar o efeito de processos e parâmetros de soldagem em dois aços distintos da classe API com a mesma espessura, nas diversas propriedades possíveis de serem analisadas.
- Executar o mesmo procedimento experimental deste trabalho com as juntas em restrição.
- Verificar a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio das juntas soldadas.
- Avaliar a influência do ciclo térmico nas propriedades mecânicas para essas juntas.
- Replicar este estudo à: aços mais resistentes ao limite de escoamento – X80-X90-X100 ...; diferentes temperaturas de pré-aquecimento; tratamentos para alívio de tensões.
- Como os aços X65 e X70 no Brasil ainda são muito utilizados para o escoamento de derivados de petróleo e minérios, como exemplo o GASBOL, avaliar o efeito de soldas de manutenção/reparos em

tubulações no nível de tensões residuais/microestrutura/fragilização por
H.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ACEVEDO, C. e NUSSBAUMER, A.; **Effect of tensile residual stresses on fatigue crack growth and S-N curves in tubular joints loaded in compression**, International Journal of Fatigue 36, p. 171–180, 2012.
- ALBQUERQUE, S.F. **Avaliação do efeito da utilização de processos manuais e automatizados sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de aço API 5L X80**. 2010. 117 p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Campina Grande, Paraíba.
- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5L: Specification for Line Pipe**. Washington, 42nd ed. January 2000. 153 p.
- AMIRAT, A. et. al.; **Reliability assessment of underground pipelines under the combined effect of active corrosion and residual stress**, International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, p. 107–117, 2006.
- ANDRINO, M. H. **Avaliação de Tensões Residuais em Soldas de Dutos Utilizando o Efeito Acustoelástico**. Dissertação (Mestrado) — Universidade Estadual de Campinas, Abril 2003.
- AOPL – Association of Oil Pipe Lines. **Pipelines Retains Role Transporting American Crude Oil and Petroleum Products**. Washington, DC – February 7, 2012.
- Araújo, B.A; Soares, E.P; Maciel, T.M; Araújo, J.G.M; Silva, A.A. **Avaliação do nível de tensões residuais de diferentes juntas soldadas de aço API 5L X80**. In. 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Caxias do Sul-RS. (2011).
- ARAÚJO, B.N. **Avaliação do Nível de Tensão Residual e Susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio em Juntas Soldadas de Aços API 5L X80 Utilizados para Transporte de Petróleo e Gás**. Tese de Doutorado. Programa de Pós Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais. UFCG, 2013.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook**. Vol. 6 pp. 2647-2665. (1992).
- ASSIS, J.T.; MONIN, V.; TEODOSIO, J.R.; GUROVA, T. **X-Ray Analysis of Residual Stress Distribution in Weld Region**. International Centre for Diffraction data. Advances in X-Ray Analysis. V.45. 2002.

BAKKALOĞLU, A., 2002, "Effect of Processing Parameters on the Microstructure and Properties of an Nb Microalloyed Steel", *Materials Letters* v. 56, pp. 200 – 209.

BUZZICHELLI, G., ANELLI, E. **Present Status and Perspectives of European Research in the Field of Advanced Structural Steels.** *ISIJ International*, v.42, n.12, p.1354– 1363. 2002.

CAPELLO, E. **Residual Stress in turning. Part I: Influence of process parameters.** *Journal of materials Processing Technology*, v. 160, n. 2, pp. 221-228. 2004.

CEGLIAS, R.B. **Análise de Tensão Residual em tubo de aço API 5L X70.** Dissertação de Mestrado. Mestrado em Ciências dos materiais pelo Instituto Militar de Engenharia-RJ. 2012.

COHEN, J. B.; NOYAN, I. C. **Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation.** [S.l.]: Springer-Verlag New York Inc., 1987.

COSTA NETO, C. A., 1989, **Estudo do Comportamento à Fratura da Junta Soldada de um Tubo de Aço que Atende a especificação API 5L no GRAU X-70.** Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

DOLBY, R.E., 1986, "Guidelines for classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope", *Welding in the World*, Vol.24, n.7/8, pp. 144-148..

EIGENMANN, B., MACHERAUCH, E. **Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen.** *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, v. 27 pp. 426-437. 1996.

FILHO, A.F. **Tira de Aço Transformada em Arame Tubular para Soldagem.** Parte-1. Siderurgia Brasil, Ed 62. *trabalho foi apresentado no 46° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, realizado de 27 a 30 de outubro de 2009, em Santos, SP*

FRANCIS, J. A.; STONE, H.J.; KUNDU, S.; ROGGE, R.B; BHADESIA, H. K. D. H.; WITHERS, P.J.; KARLSSON, L. Transformation Temperatures and Welding Residual Stress in Ferritic Steels. In: *Proceedings of PVP2007 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference.* July 22-26, 2007, San Antonio, Texas.

GAO, H.; GUO, H.; BLACKBURN, J.LM; HENDRICKS, R.W. **Determination of Residual Stress by X-Ray Diffraction in HSLA-100 Steel Weldments.**

Proceedings of the International Conference on Residual Stress, Linköping, Sweden, June 1997.

GOSH, S. et. al.; **Role of residual stresses induced by industrial fabrication on stress corrosion cracking susceptibility of austenitic stainless steel**, Materials and Design 32, p. 3823–3831, 2011.

Gou, R.; Zhang, Y.; Xu, X.; Sun, L.; Yang, Y. **Residual Stress measurement of new and in service X70 pipeline by X-ray diffraction method**. NDT&E International 44 (2011) 387-393.

GRAY, J.M.- **A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels**, Technical Report, 33 p, 2007.

GUROVA, T.; **Variação do estado de tensões residuais introduzidas por shot-peening, durante deformação plástica por tração uniaxial, em aços**, Dissertação (Tese Doutorado), Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1997.

Harrison, J. D., 1981. **The effect of residual stresses on fatigue behaviour. Residual stresses and their effect**. The Welding Institute, Cambridge.

HAUK, V., **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods**, Elsevier, Amsterdam, 1997.

HIPPERT Jr, E. **Avaliação de Defeitos Planares em Dutos Através de Metodologia Micromecânica: Boletim Técnico da Petrobrás**, 2003. Rio de Janeiro.]

HIRSCH, T.; MACHADO, R.; CAMPOS, M. F.; **Tensões Residuais em Aços Avaliados por Difração de Raios-X: Diferença Entre Micro e Macro Tensões Residual**, III Workshop sobre textura, São Paulo, p. 115-131, 2006.

HODSON, P. D., HICKSON, M. R., GIBBS, R. K., 1999, "Ultrafine Ferrite in Low Carbon Steel", Scripta Materialia v. 40, n. 10, pp. 1179 – 1184.

HOPKINS, P. **Oil and Gas Pipelines: Yesterday and Today**. Chairman, Pipeline Systems Division. International Petroleum Institute, 2007.

INSIDE CLIMATE NEWS. **Exclusive Map: The Tar Sands Pipeline Boom**. April 30, 2012.

JUNIOR, L. G., **Tratamento Térmico Em Juntas Soldadas**, Apostila, edição 1997.

KOU, S. **Welding metallurgy**, 2nd Ed., John Wiley & Sons, 2003.

KWOFIE, S., "Plasticity model for simulation, description and evaluation of vibratory stress relief", *Materials Science and Engineering A*, vol. 516, pp. 154-161, 2009.

LEE, S. et. al.; **Evaluation of axial surface residual stress in 0,82-wt% carbon steel wire during multi-pass drawing process considering heat generation**, *Materials and Design* 34, p. 363–371, 2012.

LEIS, B.N.; BUBENIK, T.A. **Primer on Design to Avoid Failure in Steel Transmission Pipelines** – Gas Research Institute Report N.5000-270-8194, 60p, 2001.

LINNERT, G. E., 1994. **Welding Metallurgy**, Vol. 1, American Welding Society, Miami, Florida, USA.

LOMOZIK, M., 2000, *Effect of the welding thermal cycles on the structural changes in the heat affected zone and on its properties in joints welded in lowalloy steels*, *Welding International* 2000 14 (11), pp 845-850.

LU, J. **Handbook of Measurement of Residual Stress**. Society of Experimental Mechanisms. 1996.

LU, J.; JAMES, M.; ROY, G. (Ed.). **Handbook of measurement of residual stresses**. [S.l.]: Inc. The Fairmont Press, 1996.

MACHERAUCH, E.; KLOOS, K.H. **Origin, Measurements and Evaluation of Residual Stresses**. *Residual Stress Sci Technol*. 1987: 3-26.

Maciel, T.M.; Lopes, C.M.F.; Souza, A.A. **Avaliação de Ciclos térmicos em Juntas Soldadas de Aços ARBL**. Anais CONEM, 2000.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. Ed. UFMG. 2011 3ª Edição Atualizada.

MASUBUCHI, K. **Residual stress and distorsion, Metals Handbook**. 9th ed., vol. 6. Metals Park, OH, American Society for Metals-ASM, pp. 1094-1102. 1983.

MATSUMURA, Y., YADA, H., 1987, *ISIJ Int.* v. 27, pp 492 *apud in* HAN, B. Q., YUE, S., 2003, "Processing of Ultrafine Ferrite Steels", *Journal of Materials Processing Technology* v. 136, pp. 100 – 104.

MELO, R. H. F. **Uma introdução a avaliação dos níveis de tensões residuais em materiais metálicos por difração de Raios-X**. Apostila, Universidade Federal de Campina Grande, 2012.

- MODENESI, P. J. **Efeitos mecânicos do ciclo térmico**. Apostila. Universidade Federal de Minas Gerais. 2001.
- MODENESI, P. J.; SANTOS, M. **Metalurgia da Soldagem**, 2001.
- MONTEIRO, L.S. Estudo de Ciclo Térmicos em Juntas Soldadas de um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga através do Método "In Situ". Dissertação de Mestrado. Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Unicamp, 2004.
- MURUGAN, S; RAI, S.K. **Temperature distribution and residual stresses due to multipass welding in type 304 stainless steel and low carbon steel wel pads**. International Journal of Pressure Vessels and Piping 78 (2001) 307-317.
- MYERS, D. Disadvantages and Advantages of Metal Cored Wires, Welding Journal, AWS, EUA, p. 39-42, Sep. 2002.
- NETO, N. F. S. **Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de pré-aquecimento**. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas.
- NGUYEN, T. N.; WAHAB, M.A. **A Theoretical study of the effect of weld geometry parameters on fatigue crack propagation life**. Engineering Fracture Mechanics, v. 51, n.1, pp 1-18. 1995a.
- NOYAN, I. C., COHEN, J. B. **Residual stress. Measurement by diffraction and interpretation**. New York: Springer. 1987.
- OLIVEIRA, G. L. G.; SILVA, T. F.; MIRANDA, H. C; MOTTA, M.F. **Avaliação do efeito da energia de soldagem sobre as tensões residuais resultantes em juntas soldadas com multipasse**. In: Soldag. Insp. São Paulo, Vol. 15. Nº. 3, p.218-224. Jul/Set 2010.
- OLIVEIRA, G.L.G. **Avaliação de Tensões Residuais de Soldagem em Chapas Planas do Aço Estrutural ASTM A516 G70**. Dissertação de Mestrado. Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais. UFCE, 2009.
- ONSØIEN, M.I.; M'HAMDI, M.; AKSELSEN, O.M. **Residual Stresses in Weld Thermal Cycle Simulated Specimens of X70 Pipeline Steel**. Welding Journal, June 2010. Vol 89. P. 127-132.
- ORDOÑES, R.E.C. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L X80 com diferentes arames tubulares**.

Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP. 2004.

PARLANE, A.J.A., **Origin and Nature of Residual Stresses in Welded Joints**. The Welding Institute, Abington Hall, Cambridge, 1981.

PEMAT – **Plano Decenal de Expansão da Malha de Transporte Dutoviário-PEMAT 2013-2022**. Ministério de Minas e Energia-MME. Governo Federal Brasileiro, 2014.

PHMSA – Pipeline & Hazardous Materials Safety Administration. **Significant Pipeline Incidents by Cause**. Feb 04, 2014.

RATNAPULI, R., C. **Considerações metalúrgicas de fabricação de aços para tubos API 5L**. 62º Congresso anual da ABM. 2007.

REGO, R.U. **Estudo do Ciclo Térmico da Soldagem de Topo do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 409**. Departamento de Engenharia Mecânica, PUC-Minas. Dissertação de Mestrado, 2005.

REIS SOBRINHO, J.F; ALCÂNTRA, N.G. **Análise dos ciclos térmicos de obtidos na zona afetada termicamente da junta soldada de um aço de alta resistência**. II Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte Nordeste de Educação Tecnológica (CONNEPI). João Pessoa, 2007.

RODRIGUES, R.N. **Avaliação do Efeito da Aplicação de Vibrações Mecânicas sobre os Níveis de Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Aços ASTM A516-Gr.60**. Dissertação de Mestrado, Pós Graduação em Engenharia Mecânica-UFCG. 2013.

ROHDE, J., JEPSSON, A. **Literature review of heat treatments simulations with respect to phase transformation, residual stress and distortion**. Scandinavian Journal of Metallurgy, v. 29, pp 47-62. 2000.

ROSSINI, N. S. et. al.; **Methods of measuring residual stress in components**, Materials and Design 35, p. 572–588, 2012.

SANTOS NETO, N.F. **Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Universidade Estadual de Campinas –UNICAMP, 2003.

SASAKI, J. M. **Difração de Raios-X**. Apostila, Universidade Federal do Ceará.

SHI, Y.; HAN, Z. **Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800MPa grade**

high strength low alloy steel. Journal of Materials Processing Technology 207 (2008) 30-39.

SILVA, C.C. **Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulações de Pequeno Diâmetro Usadas em Refinaria de Petróleo.** Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais, UFCE. 2007.

TAIT, R. B. e PRESS, J.; **An Experimental Study of the residual stresses, and their alleviation, in tube to tube-sheet welds of industrial boilers,** Engineering Failure Analysis 8, p.15-27, 2001.

TGB – Transportadora Brasileira do Gasoduto Brasil Bolívia S.A. **Informações Técnicas do Lado Brasileiro.**

TOFFOLO, R. V. B. **Estudo comparativo dos Aços Microligados API-5L-X60 e API-5L-X70, Usados para a Confecção de Tubos, quanto à Tenacidade à Fratura.** REDEMAT - Rede Temática em Engenharia de Materiais. UFOP-CETEC-UEMG. Dissertação de Mestrado. 2008.

VENTRELLA, V. A. **Análise comparativa dos processos de soldagem arame tubular e eletrodo revestido na soldagem do aço API 5LX-Grau 70.** In: 3º COBEF Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 2005, Joinville - SC. 3º COBEF Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 2005. v. 01. p. 01-06.

VENTRELLA, V.A. **Microestrutura e Tenacidade do Aço API 5LX Grau 70 Soldado com Arame Tubular AWS E-81T1-Ni1 e Eletrodo Revestido AWS E-8010 G.** Anais do CBECIMAT, 2004.

WEBSTER, G. A.; EZEILO, A.N. **Residual Stress Distributions and their Influence on Fatigue Lifetimes.** International Journal of Fatigue, v.23, p.375-383. 2011.

WELDING HANDBOOK, Vol. 1, 8th ed., American Welding Society, Miami, FL, 1991, pp2-32.

WIDGERY, D. Tubular Wire Welding. Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited, 1994. Cap. 2: Types of wire, p. 12-38.

WITHERS, P. J., BHADESIA, H. K. D. H. **Residual stress. Part-1 – Measurement techniques.** Materials Science Technology, v. 17, pp. 355-365. 2001.

ZHAO, M. C., YANG, K., SHAN, Y-Y., 2002, "**The Effects of Thermo-mechanical Control Process on Microstructures and Mechanical Properties of a Commercial Pipeline Steel**", Materials Science and Engineering A v. 335, pp. 14 – 20.

ZHAO, W.; WANG, W;CHEN, S.; QU, J. Effect of simulated welding thermal cycle on microstructure and mechanical properties of X90 pipeline steel. Materials Science and Engineering A 528 (2011) 7417-7422.