

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS DE JUNTAS SOLDADAS EM
ENGRENAGENS DE MOENDA DE CANA EM AÇO BAIXA LIGA

Luis Felipe Vendramim

São Carlos
2015

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS DE JUNTAS SOLDADAS EM
ENGRENAGENS DE MOENDA DE CANA EM AÇO BAIXA LIGA

Luis Felipe Vendramim

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

Orientador: Dr. Conrado Ramos Moreira Afonso

São Carlos
2015

Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da Biblioteca Comunitária UFSCar
Processamento Técnico
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

V453a Vendramim, Luis Felipe
Análise de tensões residuais de juntas soldadas em engrenagens de moenda de cana em aço baixa liga / Luis Felipe Vendramim. -- São Carlos : UFSCar, 2015. 81 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2015.

1. Tensão residual. 2. Juntas soldadas. 3. Engrenagem. 4. Aço baixa liga. 5. Difração de raio-X.
I. Título.

DEDICATÓRIA

À minha mãe, Isaura, com imenso amor, carinho e admiração.
Ao meu pai, José Djair, com enorme amor, respeito e gratidão.
Aos meus irmãos, com enorme amor e carinho.

VITAE DO CANDIDATO

Engenheiro de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos
(2009)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Luís Felipe Vendramim, realizada em 07/08/2015:

Prof. Dr. Conrado Ramos Moreira Afonso
UFSCar

Prof. Dr. José Eduardo Spinelli
UFSCar

Prof. Dr. João Batista Fogagnolo
UNICAMP

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, primeiramente, por me guiar nos momentos de incerteza e dificuldade, por me fazer superar todos os obstáculos e por todas as coisas maravilhosas que tem feito ao longo de minha vida.

À minha mãe Isaura (in memoriam), meu anjo, guerreira, fonte de inspiração, que nunca mediu esforços para fazer de mim uma pessoa completa, forte e determinada, que sempre esteve ao meu lado e cuidou de mim nas mais diversas ocasiões. Obrigado pelo grande amor, perseverança e orações.

Ao meu pai José Djair, pelo exemplo, pelo caráter, pela ética, pessoal e profissional. Obrigado pela força e por não me permitir desistir.

Aos meus irmãos, Victor e Thaís, pelo apoio irrestrito durante todo este período e pelo amor.

Ao orientador, Professor Dr Conrado Ramos Moreira Afonso, por todo o suporte profissional e pessoal, paciência, dedicação e por acreditar na minha capacidade e envolvimento.

Aos membros das bancas examinadoras de qualificação e defesa, Nelson Guedes de Alcântara, José Eduardo Spinelli e ao Prof. João Batista Fogagnolo pela disponibilidade, ensinamentos e enorme enriquecimento da minha dissertação.

Ao PPG-CEM, DEMa e à UFSCar pela oportunidade e suporte para a realização do mestrado.

Ao aluno de iniciação científica Vinícius Oliveira Santos pelo valioso auxílio na preparação de amostras deste projeto.

Ao Professor Haroldo Cavalcanti Pinto e ao Laboratório da EESC-USP pela colaboração e apoio na execução das análises de Tensões Residuais.

A todos os meus amigos, pelas palavras de apoio, torcida e orações.

A todos que de alguma forma, contribuíram para a realização deste trabalho.

“A ciência e a perseverança têm o efeito mágico de fazer as dificuldades desaparecerem e os obstáculos sumirem.”
John Quincy Adams

RESUMO

Tensões residuais são aquelas que permanecem na peça a temperatura ambiente quando todas as suas solicitações externas são removidas. Essas tensões aparecem frequentemente em peças submetidas a diferentes processamentos térmicos e/ou mecânicos, dentre os quais pode ser citada a soldagem. O principal objetivo desta dissertação é a análise da microestrutura e das tensões residuais geradas por diferentes estratégias de recuperação por soldagem a arco com eletrodo revestido (SAER) em engrenagens de moenda de cana fabricada em aço carbono ASTM A-148, para identificação das condições com menores níveis de tensões residuais e microestrutura adequada, visando materiais menos susceptíveis a falhas e com vida útil estendida. Foi realizada uma avaliação comparativa dos níveis de tensões residuais nas amostras mencionadas, optando pela realização ou não de pré-aquecimento e tratamento térmico de alívio de tensões após a realização das soldas em campo. As mesmas serão caracterizadas por metalografia e perfil de microdureza. Com o intuito de determinar de maneira não-destrutiva as tensões residuais macro e microscópicas, optou-se neste trabalho pelo método da Difração de Raios-X. A caracterização foi feita por: microscopia ótica, eletrônica de varredura, além de microdureza Vickers. A microestrutura presente no metal base é caracterizada por agulhas que correspondem ao microconstituente bainita quando há o tratamento de alívio de tensões. Quando não há este tratamento, a microestrutura é ferrítica/perlítica. Já no metal de solda, devido à composição do eletrodo, a microestrutura presente é de ferrita acicular. Na análise de microdureza Vickers, para a amostra sem pré aquecimento, obteve-se maior microdureza em todo o perfil da linha (faixa de 250 a 325 HV) do que as demais (faixa de 150 a 275 HV). Quanto às tensões residuais, pode-se concluir que, o pré-aquecimento e a combinação dele com um tratamento térmico posterior reduzem os níveis de tensão residual longitudinal e transversal nos cordões.

ANALYSIS OF THE RESIDUAL STRESSES IN WELDS OF SUGARCANE MILLING GEAR IN LOW ALLOY MILD STEEL

ABSTRACT

Residual stresses are those which remain in the part when all the external mechanical stress applied previously are removed. These residual stresses often appear in parts subjected to different thermal or mechanical processing along its thickness, among them may be cited the welding process. The objective of this work is the analysis of residual stresses generated by the recovery process for shielded metal arc welding” (SMAW) of sugarcane milling gear in Low Alloy Mild Steel ASTM C-148 for the identification of conditions with lower levels of residual stresses, aiming materials less susceptible to failure and longer service life. A comparative assessment of the levels of residual stresses in the aforementioned samples was performed by opting for performance or nonperformance of pre-heating and heat treatment of stress relieving after the completion of the welds in the field. It will be characterized by metallography and hardness profile. In order to determine the way the macro and microscopic residual stresses non-destructive, it was decided in this work by the diffraction of X-ray method. The characterization was carried out by optical microscopy, scanning electron microscopy and Vickers microhardness. The microstructure present in the base metal was characterized as microconstituent bainite, when there is a stress relieving treatment. When there isn't such treatment, the microstructure is ferrite / pearlite. Although in the weld metal, due to the electrode composition, the microstructure is acicular ferrite. The Vickers microhardness analysis for the sample without pre-heating gave higher microhardness values along line profile (range of 250 – 325 HV) than the other conditions (range of 150 – 275 HV). Regarding the residual stresses, it can be concluded that the pre-heating and the combination of it with a subsequent heat treatment reduces the levels of both longitudinal and transverse residual stress along the weld bead.

PUBLICAÇÕES

Trabalhos completos/Congressos:

VENDRAMIM, L. F.; PINTO, H. C., AFONSO, C. R. M. Análise de Tensões Residuais de Soldas em Engrenagens de Moenda de Cana em Aço C Baixa Liga. Submetido para publicação na revista **Soldagem e Inspeção** em Agosto de 2015.

Resumos/Congressos:

VENDRAMIM, L. F.; PINTO, H. C., AFONSO, C. R. M. Análise de Tensões Residuais de Soldas em Engrenagens de Moenda de Cana em Aço C Baixa Liga.. In: 2º Encontro de Ciência e Engenharia de Materiais de São Carlos: Transporte e Inovação. **Anais**. São Carlos – SP. Novembro, 2014.

SUMÁRIO

FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....	xix
1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	1
2 OBJETIVOS	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 ENGRENAGEM	5
3.1.1 Visão Geral	5
3.1.2 Engrenagem de Moenda de Cana.....	5
3.1.3 Materiais usados em Engrenagens	9
3.1.4 Mecanismos de Falhas em Engrenagens.....	11
3.2 METALURGIA DA SOLDAGEM	12
3.2.1 Soldagem	12
3.2.2 Macroestrutura da Junta Soldada.....	14
3.2.3 Soldagem com Eletrodos Revestidos	15
3.2.4 Soldagem de Aços Carbono e de Baixa Liga	17
3.2.5 Escolha do Eletrodo	18
3.2.6 Pré-Aquecimento.....	22
3.3 CICLO TÉRMICO	24
3.3.1 Curvas CCT	24
3.3.2 Tensões Residuais em Juntas Soldadas	33
3.3.3 Influência da composição química do metal de adição na distribuição da tensão residual	46
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	51
4.1 Retirada das Amostras e Análise Química	51
4.2 Soldagem	53
4.3 Análise Metalográfica	54

4.4 Perfil de Microdureza.....	55
4.5 Medidas de Tensão Residual	55
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	57
5.1 Microscopia ótica.....	57
5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	64
5.3 Perfil de microdureza Vickers	70
5.4 Difração de Raios-x.....	71
5.5 Análise de tensões residuais	72
6 CONCLUSÕES	75
7 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	77
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	79

ÍNDICE DE TABELAS

	Pag.
Tabela 3.1 – Composições químicas dos principais aços utilizados na fabricação na fabricação de engrenagens.....	11
Tabela 3.2 – Vantagens e limitações do processo de soldagem com eletrodos revestidos.....	17
Tabela 3.3 – Classificação dos eletrodos revestidos.....	20
Tabela 3.4 – Designações nominais de liga para a especificação AWS 5.5.....	20
Tabela 3.5 – Resultados das Propriedades Mecânicas.....	22
Tabela 3.6 – Resultados da Análise Metalográfica.....	22
Tabela 3.7 – Composição química do aço ferroviário e do metal de adição.....	31
Tabela 3.8 – Composições químicas dos aços analisados	33
Tabela 3.9 – Parâmetros de soldagem utilizados.....	33
Tabela 3.10 – Variações de propriedades dos materiais com o aumento da energia de soldagem para o processo de Soldagem a Arco por Eletrodo Revestido.....	35
Tabela 3.11 – Técnicas para a determinação experimental de tensões residuais.....	43
Tabela 3.12 – Composição química dos metais base e dos metais de adição.....	50
Tabela 4.1 – Composição química do metal base.....	54
Tabela 4.2 – Composição química e propriedades do eletrodo.....	55

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pag.
Figura 3.1 – Acionamento de moendas de cana.....	6
Figura 3.2 – Conjunto de engrenagens montadas em moenda de cana.....	7
Figura 3.3 – Engrenagem com quase 4,0m de diâmetro, da Usina Santa Helena, em Rio das Pedras/SP.....	8
Figura 3.4 – Análises por elementos finitos mostrando a superfície de contato e o pé do dente.....	9
Figura 3.5 – Falha em engrenagens endurecidas.....	10
Figura 3.6 – Ilustração esquemática do fenômeno de pitting e spalling.	13
Figura 3.7 – Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico.....	16
Figura 3.8 – Soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido: 1-Revestimento de Fluxo / 2-Vareta (Alma) / 3-Gás de proteção / 4-Poça de fusão / 5-Metal base / 6-Metal de solda.....	17
Figura 3.9 – Classificação dos eletrodos revestidos para aços de baixa liga.....	20
Figura 3.10 – Curvas mestras do Método gráfico para determinação da temperatura de pré-aquecimento para soldagem	25
Figura 3.11 – Curvas CCT para o aço 8640.....	26
Figura 3.12 – Temperabilidade para os aços da série 8600.....	28
Figura 3.13 – Efeito dos elementos de liga no índice de temperabilidade para aços fundidos.....	29
Figura 3.14 – Ciclo térmico de soldagem com diferentes energias de soldagem.....	30
Figura 3.15 – Distribuição de dureza para diferentes temperaturas de pré-aquecimento.....	32
Figura 3.16 – Imagem de microscopia ótica do metal de solda usando 0,74 kJ/mm – Martensita (500X).....	34
Figura 3.17 – Imagem de microscopia ótica do metal de solda usando 7,4 kJ/mm – Bainita Superior (500X).....	34

Figura 3.18 – Imagem de microscopia ótica do metal de solda usando 10 kJ/mm – Ferrita Acicular (500X).....	35
Figura 3.19 – Comparação entre as 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).....	37
Figura 3.20 – Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem.....	38
Figura 3.21 – Representação esquemática das tensões residuais σ ao longo da superfície do grão, $\sigma\alpha$, primeira ordem, $\sigma II\alpha$, segunda ordem, $\sigma III\alpha$ terceira ordem.....	40
Figura 3.22 – Distribuição típica de tensões residuais em uma solda de topo. (a) Sistema de coordenadas e tensões. (b) Tensões longitudinais. (c) Tensões transversais (linha tracejada: distribuição de tensões quando a solda faz parte de uma estrutura e está sujeita a tensões de reação)	42
Figura 3.23 – Representação dos Raios-X difratados pelos planos AA" e BB"	45
Figura 3.24 – a) Distância interplanar em um material não tensionado. b) Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações, de um corpo tensionado. As distâncias mudam de acordo com a posição relativa entre o campo e o grão.....	46
Figura 3.25 – Distribuição de tensões em um componente com uma solda de topo submetido a carregamentos crescentes (curvas 1, 2 e 3) e distribuição de tensões residuais após a liberação do carregamento (curva 4).....	48
Figura 3.26 – Distribuição de tensão residual transversal através das soldas, usando como material de adição aços maraging	50
Figura 3.27 – Distribuição de tensão residual através da junta soldada de metais dissimilares envelhecidos.....	52
Figura 4.1 – Região de retirada das amostras.....	53
Figura 4.2 – Fluxograma das atividades experimentais.....	55

Figura 5.1.1 – Imagem de microscopia ótica antes da solda com aumento de 100x – Perlita e Ferrita.....	59
Figura 5.1.2 – Imagem de microscopia ótica antes da solda com aumento de 200x – Perlita e Ferrita.....	60
Figura 5.1.3 – Região do metal base na amostra sem pré aquecimento. Aumento de 1000x.....	61
Figura 5.1.4 – Região do metal de solda na amostra sem pré aquecimento. Aumento de 1000x.....	62
Figura 5.1.5 – Região do metal base na amostra com pré aquecimento. Aumento de 500x.....	63
Figura 5.1.6 – Região do metal de solda na amostra com pré aquecimento. Aumento de 500x.....	64
Figura 5.1.7 – Região do metal base na amostra com de pré aquecimento e tratamento de alívio de tensões. Aumento de 500x..	65
Figura 5.1.8 – Região do metal de solda na amostra com de pré aquecimento e tratamento de alívio de tensões. Aumento de 500x..	66
Figura 5.2.1 – Micrografia obtidas através de MEV em sinal BSE na amostra (A) sem pré aquecimento, mostrando em baixa magnificação a visão geral da zona fundida com o primeiro passe de solda (à esquerda) e o segundo passe de solda (à direita).....	67
Figura 5.2.2 – Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE nas amostras (B) com pré aquecimento, com microestrutura de grãos de ferrita ($Fe-\alpha$) em meio ao microconstituente perlita em a) menor aumento e b) em detalhe.....	68
Figura 5.2.3 – Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE na amostra (A) na zona fundida sem pré aquecimento, mostrando microestrutura martensítica em a) menor aumento e b) em detalhe..	69
Figura 5.2.4 – Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE nas amostras (C) com pré aquecimento e alívio de tensões, com microestrutura de ferrita acicular em a) menor aumento e b) em detalhe.....	70

Figura 5.2.5 – Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE nas amostras mostrando a microestrutura geral do metal de base (MB) a) menor aumento e b) em detalhe.....	71
Figura 5.2.6 – Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE nas amostras na zona termicamente afetada, ZTA (A) sem pré aquecimento, (B) com pré aquecimento.....	72
Figura 5.3.1 – Gráfico da microdureza Vickers em função da distância da extremidade do metal base.....	73
Figura 5.4.1 – Difração de raios-x das três amostras: sem pré aquecimento, com pré aquecimento e com pré aquecimento e alívio de tensões a 630°C por 60 minutos.....	74
Figura 5.5.1 – Medidas das Tensões Residuais para as amostras sem pré aquecimento, com pré aquecimento e com pré-aquecimento e alívio de tensões a 630°C por 60 minutos.....	75

SÍMBOLOS E ABREVIações

A – Alongamento

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AGMA – American Gear Manufacturers Association

AISI – American Iron and Steel Institute (Sistema americano para a classificação dos aços)

ARBL – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

ASTM – American Society for Testing and Materials

AWS – American Welding Society

Bal. – Balanço

BSE – Back-Scattered Electrons (Elétrons Retro-Espalhados)

C – Meia largura de contato

CA – Corrente Alternada

CC – Corrente Contínua

CCT – Continuous Cooling Transformation

CEN – Carbono Equivalente

C_i – Concentração de qualquer soluto na rede

d – Distância Interplanar

DEMa – Departamento de Engenharia de Materiais

DIN – Deutsches Institut für Normung

DRX – Difração de Raios-X

DSC – Differential Scanning Calorimetry (Calorimetria Diferencial de Varredura)

DW – Solda Dissimilar

E – Eletrodo

EDS – Espectroscopia por Dispersão de Raios-X

ESAB – Escola Superior Aberta do Brasil

g – Grama (ex: $g = 10^{-3} \text{ Kg}$)

G – Módulo de cisalhamento (Módulo de rigidez)

h – hora

H – Energia de Soldagem (kJ/mm)

HB – Dureza Brinell

HRC – Dureza Rockwell C

HCl – Ácido Clorídrico

HDIF – Calor Diferencial

HSS – High Speed Steels (Aço Rápido)

Hv – Dureza Vickers (Hv)

I – Corrente Elétrica em Ampéres (A)

In – inch (polegada)

J – Joule (N.m)

JSSC – Japan Steel Structure Construction

K – Kelvin

Kc – Tenacidade à fratura

Kg – Kilograma

kgf – kilograma força

kJ – kilojoule (ex: kJ = 10³ J)

ksi – mil libra força por polegada quadrada

l – Comprimento

lo – Comprimento Inicial

LE – Limite de Escoamento

LT – Limite de Resistência à Tração

m – metro

mín – mínimo

ml – milílitro (ex: ml = 10⁻³ L)

mm – milímetro (ex: mm = 10⁻³ m)

m² – metro quadrado

MB – Metal Base

MO – Microscopia Ótica

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MPa – Mega Pascal (10⁶ Pa)

MS – Metal de Solda

Pa – Pascal (N/m²)

pol – polegada

psi – libra força por polegada quadrada (1000 psi = 1ksi)

- R** – Taxa de Resfriamento ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)
- s** – segundo
- SAE** – Society of Automotive Engineers
- SAER** – Soldagem a arco com eletrodo revestido
- SW** – Solda Similar
- T_{amb}** – Temperatura Ambiente ($^{\circ}\text{C}$ ou K)
- T_c** – Temperatura Crítica ($^{\circ}\text{C}$ ou K)
- T_f** – Temperatura de Fusão ($^{\circ}\text{C}$ ou K)
- T_o** – Temperatura de Pré-Aquecimento ($^{\circ}\text{C}$ ou K)
- T_p** – Temperatura de Pico ($^{\circ}\text{C}$ ou K)
- ΔT** – Variação de Temperatura
- V** – Tensão em Volts (V)
- v** – velocidade linear de soldagem, em mm/s
- UFSCar** – Universidade Federal de São Carlos
- W** – Watt (J/s)
- ZTA** – Zona Termicamente Afetada
- $^{\circ}\text{C}$** – Graus Celsius
- %** – Porcentagem
- =** – Igual
- α** – Coeficiente de Dilatação Térmica Linear
- Δ** – delta
- η** – Eficiência na Transferência de Calor de Soldagem
- σ** – Tensão Residual
- ψ** – psi
- θ** = ângulo de difração (teta)
- λ** – Comprimento de Onda
- $^{\circ}$** – Graus
- μ** – micrón
- μm** – micrometro (ex: $\mu\text{m} = 10^{-6} \text{ m}$)
- Fe- α** – Fase Ferrita
- Fe- γ** – Fase Austenita
- Al** – Alumínio

B – Boro

C – Carbono

Co – Cobalto

Cr – Cromo

Cu – Cobre

Fe – Ferro

Mn – Manganês

Mo – Molibdênio

Nb – Nióbio

Ni – Níquel

P – Fósforo

S – Enxofre

Si – Silício

SiC – Carbetto de Silício

Ti – Titânio

V – Vanádio

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

O setor sucroalcooleiro brasileiro exige equipamentos fabricados a partir de materiais com excelentes propriedades mecânicas, mas que ao mesmo tempo apresentem custos compatíveis. A cada ano que passa há uma necessidade de reduzir ainda mais os custos, fazendo com que surjam inúmeros estudos com o intuito de desenvolver novos materiais e/ou processos de modo a estender a vida útil dos equipamentos envolvidos na indústria sucroalcooleira.

Neste cenário, a manutenção tem um papel fundamental cujo objetivo é aumentar o tempo em serviço dos equipamentos (aqui, entende-se vida útil), seja através de novos materiais, com melhores propriedades mecânicas, seja através de um maior controle de parâmetros de processamento dos materiais já existentes (como por exemplo temperatura de pré-aquecimento para soldagem, tempo e temperatura de tratamento térmico), visando a redução dos diversos mecanismos de desgaste, dentre os quais pode-se citar a corrosão, a abrasão e a fluência por fadiga.

As engrenagens em moendas das usinas de cana de açúcar fazem parte desse conjunto de equipamentos que são utilizados na conversão da cana em etanol e/ou açúcar, e como qualquer um desses, tem o seu tempo de vida útil. Visando aumentar este, aplica-se comumente a manutenção preventiva, com o intuito de evitar custos maiores com a manutenção corretiva.

E é dentro da manutenção preventiva que se insere o processo de recuperação por soldagem, responsável pela reconstrução da peça, tendo como finalidade que esta volte a desempenhar suas funções normalmente, como se não houvesse ocorrido desgaste. Não obstante, vale ressaltar que a soldagem também faz parte da manutenção corretiva, nos casos em que a quebra da peça ocorre.

As estruturas soldadas são construídas para desempenhar alguma função, envolvendo partes que estão submetidas a diferentes tipos de solicitações mecânicas, por um determinado período de tempo. O intuito é buscar numa junta soldada, a continuidade de propriedades físicas, químicas e metalúrgicas. No entanto, a soldagem também gera alterações localizadas de histórico térmico e de microestrutura, propriedades e, freqüentemente, defeitos tanto físicos como metalúrgicos, que podem afetar negativamente o comportamento geral da estrutura em serviço, diminuindo a sua vida útil.

As regiões aquecidas são submetidas a ciclos térmicos e tendem a se expandir, mas esta expansão é restringida pelas partes adjacentes submetidas a temperaturas menores, o que resulta no desenvolvimento de deformações elásticas e plásticas concentradas nas regiões aquecidas e a possibilidade de ocorrência de tensões residuais após o resfriamento da junta soldada [1].

Em razão da deformação plástica localizada, resultante do ciclo térmico aplicado, presente ao final do processo de soldagem, tensões residuais permanecem a temperatura ambiente na junta soldada, a qual, pode ainda apresentar mudanças permanentes de forma e de dimensões (distorções) no caso de chapas finas. Tensões residuais são aquelas que permanecem na peça a temperatura ambiente quando todas as suas solicitações externas são removidas. Essas tensões aparecem frequentemente em peças submetidas a diferentes processamentos térmicos e/ou mecânicos, dentre os quais pode ser citada a soldagem [1].

Existem diversos métodos para a determinação da tensão residual em materiais de engenharia, que dependem da profundidade de penetração característica da técnica e dos tipos de tensão (macro, micro e submicroscópicas) que se deseja determinar [2].

A técnica de análise de tensão residual por difração de raios X (DRX) é a única na qual as tensões residuais macro e microscópicas podem ser determinadas de maneira não-destrutiva, e também por essa razão foi escolhida para determinar as tensões residuais neste trabalho [2].

2 OBJETIVOS

O principal objetivo desta dissertação é a análise da microestrutura e das tensões residuais geradas por diferentes estratégias de recuperação por soldagem a arco com eletrodo revestido (SAER) em engrenagens de moenda de cana fabricada em aço carbono ASTM A-148, para identificação das condições com menores níveis de tensões residuais e microestrutura adequada, visando materiais menos susceptíveis a falhas e com vida útil estendida.

Visando o exposto acima, será feita uma avaliação comparativa dos níveis de tensões residuais nas amostras mencionadas, optando pela realização ou não de pré-aquecimento e tratamento térmico de alívio de tensões após a realização das soldas em campo. As mesmas serão caracterizadas por metalografia e perfil de microdureza.

Com o intuito de determinar de maneira não-destrutiva as tensões residuais macro e microscópicas, optou-se neste trabalho pelo método da Difração de Raios-X (DRX).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Será abordada uma visão geral sobre engrenagens, citando os tipos de engrenagens, os principais materiais empregados e os mecanismos de falhas característicos.

Também será brevemente descrito o processo de soldagem, com uma análise de sua metalurgia, características dos materiais empregados e tratamentos térmicos envolvidos.

Por fim, uma abordagem de curvas CCT, efeitos mecânicos do ciclo térmico e tensões residuais decorrentes do processo de soldagem.

3.1 ENGRENAGEM

3.1.1 Visão Geral

A engrenagem é um elemento mecânico composto de rodas dentadas que se ligam a um eixo, à qual imprimem movimentos. Como são elementos rígidos, a transmissão deve atender a algumas características especiais, entre as quais se destaca a necessidade de não haver qualquer diferença de velocidades entre pontos em contato, quando da transmissão do movimento. Eventuais diferenças fariam com que houvesse perda do contato ou o travamento, quando um dente da engrenagem motora tenta transmitir velocidade além da que outro dente da mesma engrenagem em contato transmite [3].

3.1.2 Engrenagem de Moenda de Cana

Nas moendas de cana, redutores que são ligados a turbinas transferem os movimentos destas às engrenagens e pinhões, porém em velocidade reduzida. A Figura 3.1 ilustra este acionamento:

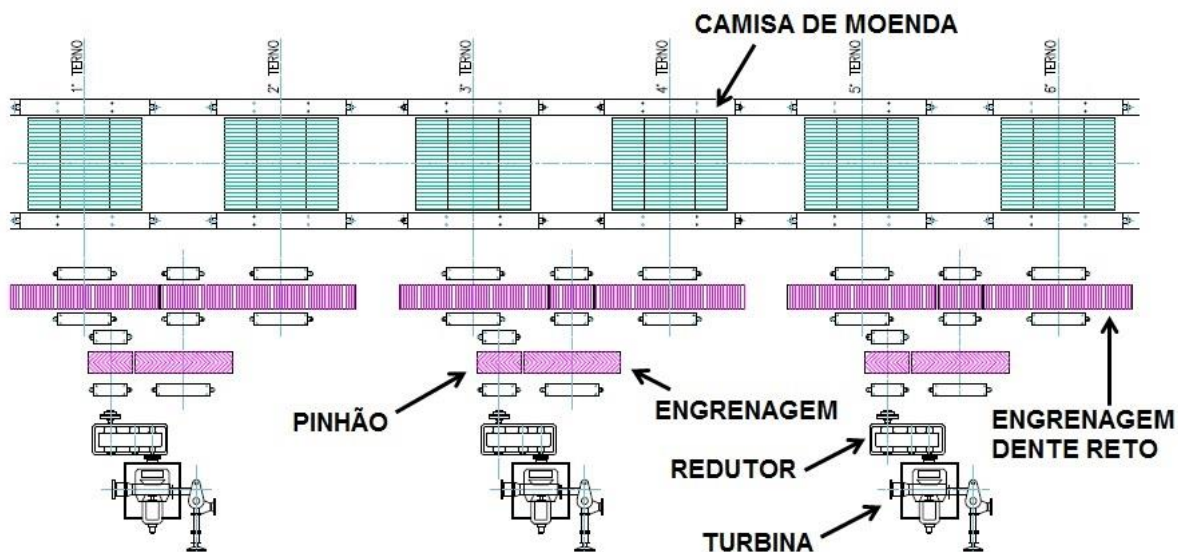


Figura 3.1 Acionamento de moendas de cana (croqui elaborado pelo autor)

Abaixo, a Figura 3.2 ilustra como as engrenagens são montadas nas moendas de cana, de forma a possibilitar o acionamento do conjunto.



Figura 3.2 Conjunto de engrenagens montadas em moenda de cana (foto tirada pelo autor)

Essas engrenagens são então ligadas, por meio de eixos, a rolos cilíndricos conhecidos como camisas de moenda. E são estas, que ao girarem próximas e em sentidos contrários uma das outras, as responsáveis por moer a cana que passa entre elas. Além da cana-de-açúcar, resíduos como areia,

pequenas pedras e galhos podem estar misturados e entrar em contato com os dentes das engrenagens.

O caldo extraído dessa moagem então segue para tratamento, visando à produção final de etanol e açúcar. O bagaço de cana que sobra dessa moagem é direcionado para as caldeiras, onde é queimado tendo em vista a produção de energia elétrica.

Como pôde ser visto nas figuras acima, as engrenagens de moendas de usinas de cana de açúcar são peças muito grandes, com aproximadamente 4,0m de diâmetro, conforme pode ser visto na Figura 3.3, que apresenta uma engrenagem da Usina Santa Helena (Grupo Raízen), estudada neste projeto:



Figura 3.3 Engrenagem com quase 4,0m de diâmetro, da Usina Santa Helena, em Rio das Pedras/SP (foto tirada pelo autor).

Essas engrenagens podem falhar basicamente por dois tipos de solicitação: a que ocorre no contato, devido à tensão normal, e a que ocorre no

pé do dente, devido à flexão causada pela carga transmitida (Figura 3.4). A fadiga no pé do dente causa a quebra do dente, o que não é comum em conjuntos de transmissão bem projetados. Geralmente, a falha que ocorre primeiro é a por fadiga de contato.

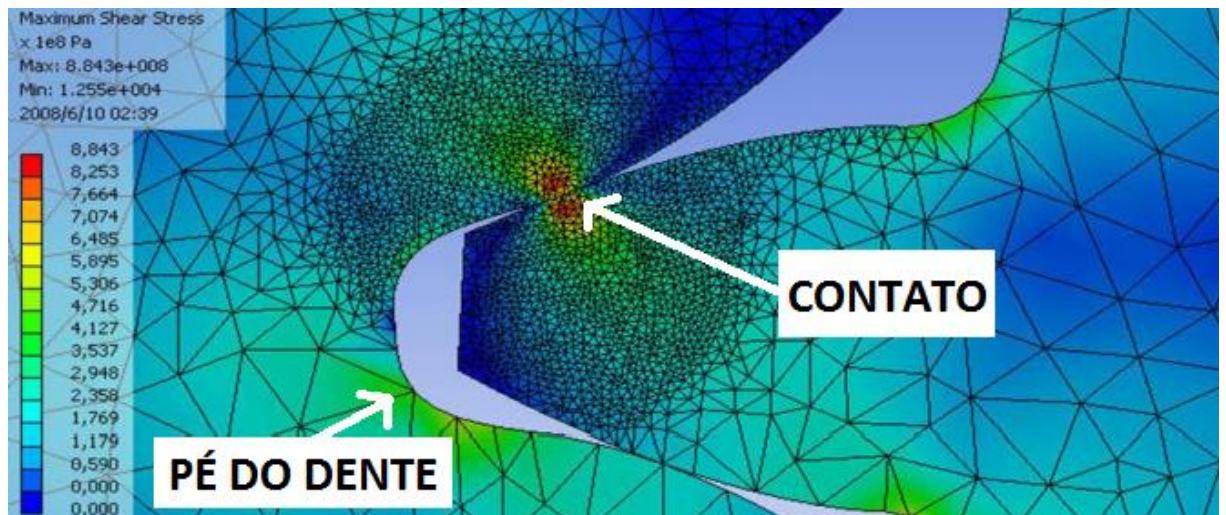


Figura 3.4 Análises por elementos finitos mostrando a superfície de contato e o pé do dente [4]

A Figura 3.5 mostra uma engrenagem com falha por fadiga de contato. Esse tipo de falha pode ser avaliada pelo critério de durabilidade superficial. A figura da esquerda mostra o estágio inicial da falha. Esses pequenos sulcos, chamados pites (corrosão), são formados na região próxima à linha primitiva do dente, que é definida pelo diâmetro primitivo. Surgem nessa região porque a velocidade de deslizamento entre os dentes anula-se no ponto primitivo. A figura da direita é uma ampliação na região danificada [4].

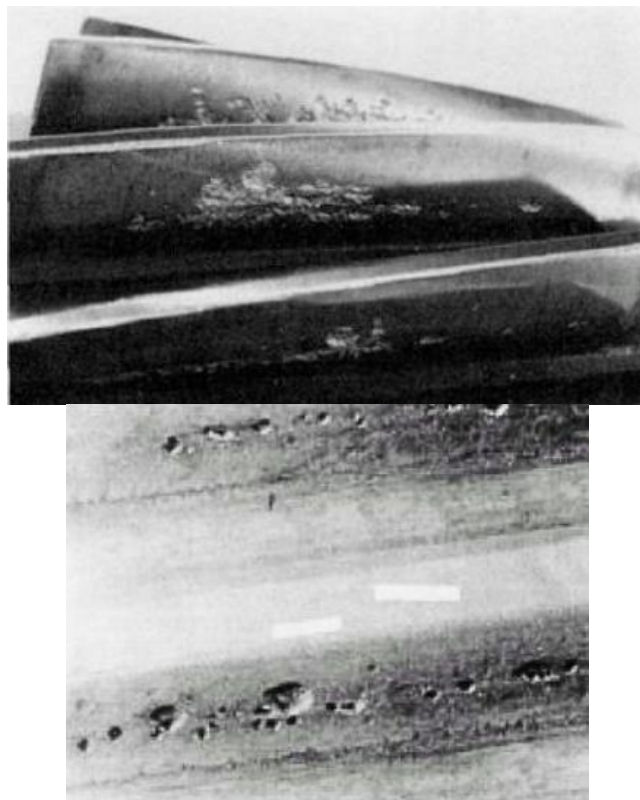


Figura 3.5 Falha em engrenagens endurecidas [4]

3.1.3 Materiais usados em Engrenagens

As principais características que uma engrenagem precisa ter são: boa resistência à fadiga e ao desgaste, elevada rigidez, boa usinabilidade e, em alguns casos, boa resistência à corrosão por pites. Para tanto, os materiais que são empregados em sua fabricação devem possuir essas mesmas características. As engrenagens são altamente padronizadas com relação à forma do dente e ao tamanho. Muitas entidades de padronização são responsáveis por estabelecer normas e diretrizes, dentre as quais se destacam: a American Gear Manufacturers Association (AGMA), a ABNT e a DIN. Já com relação aos principais aços utilizados, padrão AISI/SAE, estão os aços carbono 1020, 1040, 1050, 3150, 4320, 4340, 8620 e 8640, cujas composições químicas estão apresentadas na Tabela 3.1 abaixo:

Tabela 3.1 Composições químicas dos principais aços utilizados na fabricação na fabricação de engrenagens.

N° SAE	C	Mn	P (Max)	S (Max)	Si	Ni	Cr	Mo
1020	0,18-0,23	0,30-0,60	0,040	0,050				
1040	0,37-0,44	0,60-0,90	0,040	0,050				
1050	0,48-0,55	0,60-0,90	0,040	0,050				
3150	0,48-0,53	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,55-0,75	
4320	0,17-0,22	0,45-0,65	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	0,40-0,60	0,20-0,30
4340	0,38-0,43	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	0,70-0,90	0,20-0,30
8620	0,18 - 0,23	0,70 - 0,90	0,035	0,040	0,15 - 0,35	0,40 - 0,70	0,40 - 0,60	0,15 - 0,25
8640	0,38 - 0,43	0,75 - 1,00	0,030	0,040	0,15 - 0,35	0,40 - 0,70	0,40 - 0,60	0,15 - 0,25

As engrenagens de Aço Carbono (C), como é o caso das utilizadas nas Usinas de Cana de Açúcar, são bastante utilizadas devido à elevada resistência mecânica e baixo custo do aço C como material base. No entanto, estas também são susceptíveis a um desgaste excessivo, sendo importante realizar um tratamento térmico superficial, visando aumentar a dureza na superfície da peça.

As ligas mais usadas são os aços de médio carbono 4320 e 8620 (aços para construção mecânica), por “admitirem” com facilidade o tratamento térmico. Dentre os processos de tratamento, os mais empregados são:

- nitretação: cuja finalidade é proporcionar superfícies de dente com elevada dureza. Neste caso, a ocorrência de distorções (que seriam prejudiciais

à peça) não é comum, pois o processo é conduzido em temperaturas relativamente baixas;

- cementação: processo que busca produzir uma superfície dos dentes da engrenagem com alta dureza e resistente ao desgaste.

3.1.4 Mecanismos de Falhas em Engrenagens

Existem diversos tipos de falhas pelos quais as engrenagens podem ser submetidas durante a operação, que dependem do tipo de engrenagem, do nível de sollicitação mecânica imposta, do tipo de transmissão requerida pelo sistema e pelo material base do corpo da engrenagem. Pelo fato das engrenagens terem contato contínuo entre seus dentes, o modo como ocorrem esses contatos é responsável pela capacidade de carga que oferecem, dependendo da velocidade de contato entre dentes e superfícies, pois é esse contato que causa geração de calor [4].

A pressão de contato e a fadiga, seja de flexão ou de contato, a que os dentes estão submetidos são os principais responsáveis pelo desgaste destes. Geralmente, há dois tipos de fadiga de contato superficial:

- *Pitting*: aparece como crateras rasas em superfícies de contato. A profundidade máxima de um *pit* é aproximadamente a espessura da camada encruada (10 mm).

- *Spalling*: aparece como cavidades mais profundas (tipicamente 20-100 mm) das superfícies em contato com uma profundidade de 0,25 a 0,35 da meia largura de contato (denotada geralmente como "c" na literatura da mecânica da fratura). A Figura 3.6 ilustra os fenômenos de *pitting* e *spalling*:

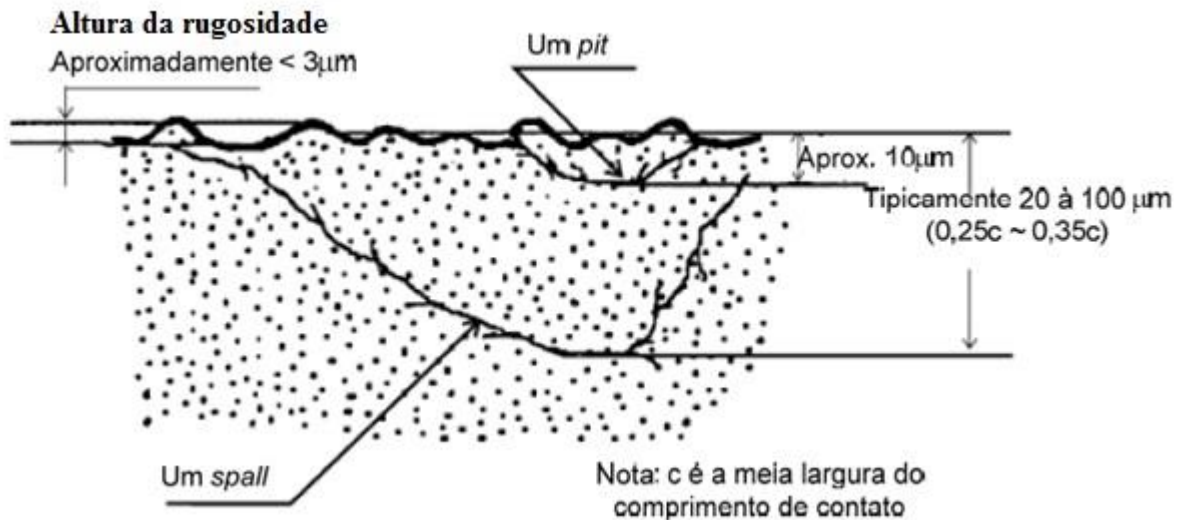


Figura 3.6 Ilustração esquemática do fenômeno de pitting e spalling [5]

A maioria das engrenagens falha devido à montagem e lubrificação inadequadas e também à sobrecarga. As falhas podem ser classificadas em quatro classes gerais: desgaste, fadiga, deformação plástica e ruptura. As falhas também podem acontecer devido a erro de projeto e de fabricação. Independente da razão da falha, deve haver um tratamento corretivo especial para evitar uma nova quebra, podendo danificar a máquina ou mecanismo que opera esse conjunto de engrenagens.

No que diz respeito à vida útil das engrenagens, é essencial que se façam inspeções de rotina, verificando folgas, dimensões, trincas superficiais, lascamentos, entre outros. Isso tudo ajuda na prevenção de quebras ou desgaste excessivo das engrenagens que possa vir a ocorrer antes do previsto dada a vida útil esperada para a peça.

3.2 METALURGIA DA SOLDAGEM

3.2.1 Soldagem

A soldagem é um processo de fabricação através do qual duas ou mais partes metálicas, de ligas similares ou não (dissimilares), são unidas permanentemente assegurando que na região da junta soldada as propriedades sejam adequadas ao uso do produto final [6].

A soldagem pode ser feita por fusão localizada das partes a serem unidas, no estado sólido ou ainda por fusão somente de um metal de adição (brasagem e solda branda). A soldagem, além de ser utilizada na produção de produtos, é muito importante como processo de manutenção e reparo, objetivando o prolongamento da vida útil dos componentes metálicos [6].

Os processos de soldagem são primordiais para o desenvolvimento de praticamente qualquer produto manufaturado. Não obstante, esses processos podem se apresentar como um dos principais responsáveis pelo custo do produto e possibilitar maiores chances de falhas aos materiais [1].

Na maioria dos casos, pode-se considerar que a falha se desenvolve em duas etapas:

- Por diferentes mecanismos, ocorre uma redução progressiva da seção do componente, de forma localizada ou não, ou a formação e crescimento estável de uma trinca;
- Quando a trinca ou a redução de espessura atinge um valor crítico para as condições normais de operação ou ocorre uma sobrecarga (acidental ou não), o componente sofre a sua falha final, a qual pode ser por: (a) fratura (quebra), (b) deformação plástica, (c) vazamento (em tubulações e vasos de contenção), (d) instabilidade sob compressão (flambagem) e (f) deformação ou fratura por fluência (para componentes que trabalham a temperaturas elevadas) [1].

A perda de espessura ou o crescimento estável da trinca podem ser causados por fadiga, corrosão, abrasão e erosão, fluência e por outros mecanismos resultantes da interação de dois ou mais dos anteriores, como, por exemplo, a fadiga sob corrosão. A falha prematura de um equipamento soldado pode ocasionar grandes perdas dependendo da extensão e localização do problema. No caso das engrenagens das moendas em usinas de açúcar e álcool, trincas e outras descontinuidades, mesmo localizadas em soldas consideradas menos críticas, podem crescer por processos como fadiga

e eventualmente levar à falha de toda a estrutura. Portanto, visando aumentar a confiabilidade das juntas soldadas é que se busca entender os processos físicos e metalúrgicos que se desenvolvem durante a soldagem, o que é perseguido através da especificação correta de materiais, procedimentos e técnicas de controle mais adequados [1].

3.2.2 Macroestrutura da Junta Soldada

Durante a realização de uma solda, esta e as regiões adjacentes do metal base são submetidas a ciclos térmicos cujas temperaturas de pico decrescem à medida que se afasta do eixo central da solda. Estes ciclos térmicos podem induzir deformações, tensões residuais, descontinuidades e defeitos microestruturais, ao longo de sua seção transversal. Desta forma, em uma solda por fusão, pode-se arbitrariamente considerar a existência de três regiões básicas (Figura 3.7) [1]:

- Metal de Solda (MS): região onde o material foi fundido durante a soldagem e caracterizado por temperaturas de pico superiores à sua temperatura de fusão.
- Zona Termicamente Afetada (ZTA): região não fundida do metal base, mas cuja microestrutura e/ou propriedades foram alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. As temperaturas de pico são superiores a uma temperatura crítica (T_c) característica do metal base.
- Metal Base (MB): Regiões mais afastadas da solda que não foram alteradas pelo ciclo térmico. Suas temperaturas de pico são inferiores a T_c [1].

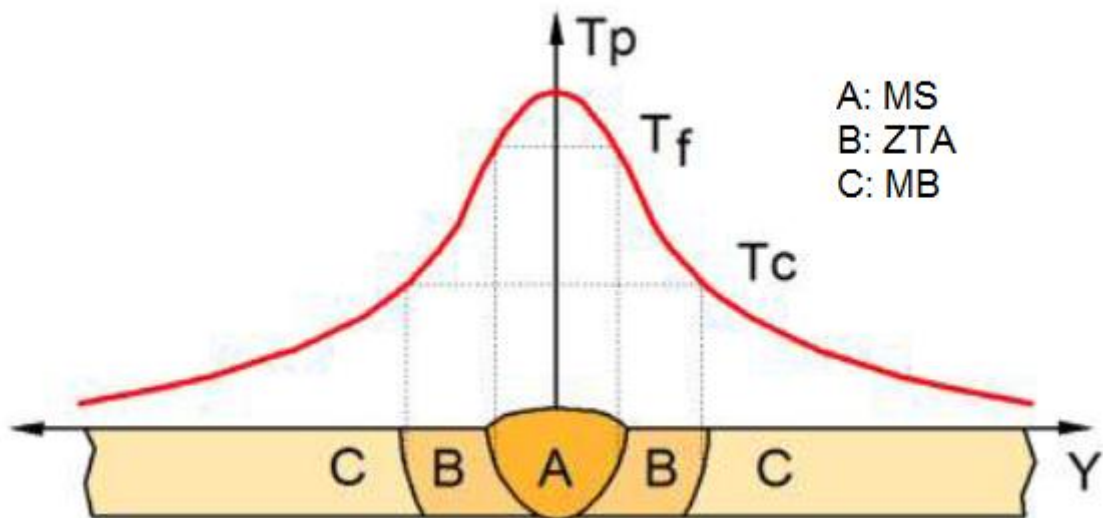


Figura 3.7 Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico [1].

3.2.3 Soldagem com Eletrodos Revestidos

Soldagem a Arco com Eletrodo Revestido (SAER) é um processo no qual a coalescência dos metais é obtida pelo aquecimento destes com um arco estabelecido entre um eletrodo especial revestido com fluxo e a peça [1].

O eletrodo é formado por um núcleo metálico ("alma"), recoberto por uma camada de minerais e/ou outros materiais (revestimento). A alma do eletrodo conduz a corrente elétrica e serve como metal de adição. O revestimento gera escória e gases que protegem da atmosfera a região sendo soldada e estabilizam o arco. O revestimento pode ainda conter elementos que são incorporados à solda, influenciando sua composição química e características metalúrgicas. A Figura 3.8 ilustra o processo e a Tabela 3.2 mostra suas vantagens, limitações e aplicações [1].

O equipamento necessário ao processo consiste de porta-eletrodo, cabos e fonte de energia, que pode ser de corrente contínua (CC) ou alternada (CA) dependendo do tipo de eletrodo e material sendo soldado [7].

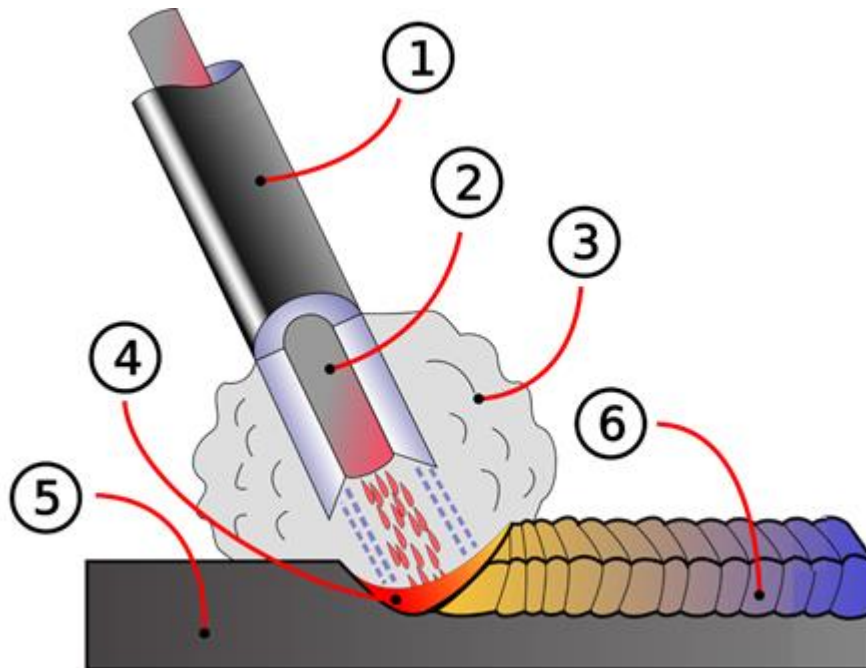


Figura 3.8 Soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido: 1-Revestimento de Fluxo / 2-Vareta (Alma) / 3-Gás de proteção / 4-Poça de fusão / 5-Metal base / 6-Metal de solda [8]

A soldagem com eletrodos revestidos possui algumas vantagens e limitações:

Tabela 3.2 Vantagens e limitações do processo de soldagem com eletrodos revestidos [1]

Vantagens	Limitações
Equipamento simples, portátil e barato	Aplicação difícil para materiais reativos
Não necessita de fluxo ou gases externos	Produtividade relativamente baixa
Pouco sensível à presença de correntes de ar	Exige limpeza após cada passe de soldagem
Processo extremamente versátil em termos de materiais soldáveis	Falta de mecanização do processo
Facilidade para atingir áreas de acesso restrito	
Baixo custo de operação	

As principais aplicações deste tipo de soldagem são para aços carbono, de baixa e alta liga, ferro fundido, alumínio, níquel e suas ligas.

3.2.4 Soldagem de Aços Carbono e de Baixa Liga

Aços carbono são ligas de ferro e carbono (até 2%C) contendo ainda, como residuais (de materiais primas ou do processo de fabricação), outros elementos de liga como Mn, Si, S e P. Aços de baixo carbono têm um teor de carbono inferior a 0,15%. Aços doces (“mild steels”) contêm de 0,15 a 0,3%C. Aços de baixa liga têm uma quantidade total de elementos de liga inferior a 2% [9].

O maior problema de soldabilidade destes aços é a possível formação de trincas, que pode ocorrer na zona termicamente afetada e/ou no metal de solda. Ainda, em função de uma seleção inadequada de consumíveis ou de um projeto ou execução incorretos, podem ocorrer problemas de porosidade, mordeduras, falta de fusão, corrosão, etc [9].

Aços de baixa liga são aqueles que possuem pequenas quantidades de elementos de liga adicionados com objetivos específicos, tais como, aumento da resistência mecânica, da tenacidade, da resistência à corrosão, da resistência à carepa, ou alteração da resposta ao tratamento térmico [7].

Alguns aços são projetados para desenvolver suas propriedades específicas (alta resistência ou tenacidade) na condição laminados a quente e sob condições de resfriamento controladas, dispensando tratamentos térmicos subseqüentes. Já outros aços são projetados para atingir suas propriedades específicas após os tratamentos térmicos como, por exemplo, aços que sofrem têmpera e revenimento para atingirem alta resistência com boa tenacidade.

Os eletrodos revestidos para a soldagem de aços de baixa liga são desenvolvidos, na maioria dos casos, com o objetivo de satisfazer os requisitos de propriedade mecânica e não a composição química exata do aço [7].

3.2.5 Escolha do Eletrodo

Eletrodos revestidos para aços de baixa liga (SAE 4330, SAE 4340, SAE 8640 etc) são classificados em conformidade com a especificação AWS 5.5 da *American Welding Society*.

As designações alfanuméricas empregadas para as classificações de eletrodos revestidos de baixa liga são baseadas nas propriedades mecânicas do metal de solda, no tipo de revestimento, na posição de soldagem, no tipo de corrente (CA ou CC) e no(s) componente(s) principal(is) da liga. O significado das designações da AWS é mostrado na Figura 3.9 e nas Tabelas 3.3 e 3.4 [7]:

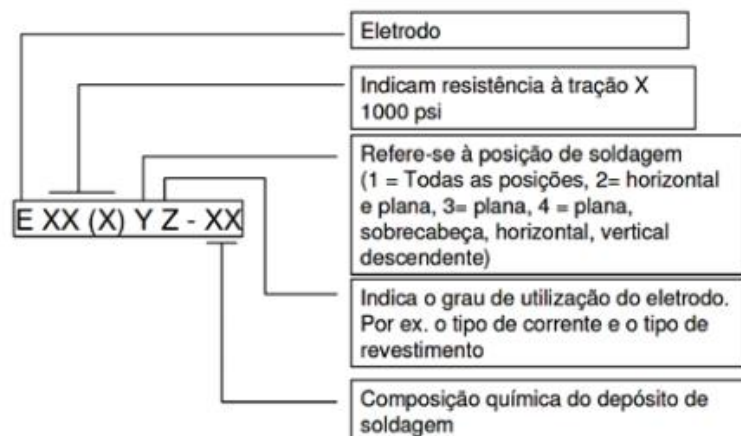


Figura 3.9 Classificação dos eletrodos revestidos para aços de baixa liga [7]

Tabela 3.3: Classificação dos eletrodos revestidos [7]

Classe	Corrente	Arco	Penetração	Revestimento-escória	Pó de ferro
EXX10	CC+	agressivo	profunda	celulósico-sódio	0-10%
EXX11	CA/CC+	agressivo	profunda	celulósico-potássio	0
EXX12	CA/CC-	médio	média	rutilico - sódio	0-10%
EXX13	CA/CC-/CC+	suave	leve	rutilico - potássio	0-10%
EXX14	CA/CC-/CC+	suave	leve	rutilico - pó de ferro	25-40%
EXX15	CC+	médio	média	baixo hidrogênio - sódio	0
EXX16	CA/CC+	médio	média	baixo hidrogênio - potássio	0
EXX18	CA/CC+	médio	média	baixo hidrogênio - pó de ferro	25-40%
EXX20	CA/CC-	médio	média	óxido de ferro - sódio	0
EXX22	CA/CC-/CC+	médio	média	óxido de ferro - sódio	0
EXX24	CA/CC-/CC+	suave	leve	rutilico - pó de ferro	50%
EXX27	CA/CC-/CC+	médio	média	óxido de ferro - pó de ferro	50%
EXX28	CA/CC+	médio	média	baixo hidrogênio - pó de ferro	50%
EXX48	CA/CC+	médio	média	baixo hidrogênio - pó de ferro	25-40%

O percentual de pó de ferro é baseado na massa do revestimento

Tabela 3.4: Designações nominais de liga para a especificação AWS 5.5 [7]

A1	0,5% Mo
B1	0,5% Cr e 0,5% Mo
B2	1,25% Cr e 0,5% Mo
B2L	1,25% Cr, 0,5% Mo e máx. 0,05% C
B3	2,25% Cr e 0,5% Mo
B3L	2,25% Cr, 0,5% Mo e máx. 0,05% C
B4L	2% Cr, 0,5% Mo e máx. 0,05% C
B5	0,5% Cr e 1,1% Mo
C3	1% Ni
C1	2% Ni
C2	3% Ni
D1	1,5% Mn e 0,3% Mo
D2	1,75% Mn e 0,3% Mo
M	Conforme as composições cobertas pelas especificações militares
G	Necessita de um teor mínimo de qualquer um dos seguintes elementos: 1,00% Mn, 0,80% Si, 0,50% Ni, 0,30% Cr, ou 0,20% Mo

Como opções, podem ser citados os eletrodos E10018-M, E11018-M e E12018-M. Neste caso, por exemplo, a classificação E11018-M indica:

- Um eletrodo (letra E);
- Um limite de resistência mínimo de 110 ksi;
- Soldabilidade em todas as posições (1);
- Baixo hidrogênio com adição de pó de ferro (8);
- Conforme as composições cobertas pelas especificações militares (M)

E. Surian et al. (1999, p. 217) estudaram a influência da variação da energia de soldagem nas propriedades mecânicas e microestrutura de aços soldados pelos três eletrodos revestidos supracitados, sendo que a energia de soldagem é a quantidade de calor adicionada a um material, por unidade de comprimento linear [10].

Para a soldagem a arco elétrico, a energia de soldagem, em J/mm, pode ser determinada através da equação 3.1:

$$E = \eta \times \frac{V \times I}{v} \quad (3.1)$$

Onde η – eficiência na transferência de calor de soldagem

V – tensão em Volts (V)

I – corrente elétrica em Ampéres (A)

v – velocidade linear de soldagem, em mm/s

No caso do eletrodo E11018-M, estudos metalográficos e de propriedades mecânicas foram realizados, e foi observado que apenas as amostras com valores intermediários de energia de soldagem atingiram os valores de resistência especificados na norma AWS A5.5. Para a amostra com menor energia de soldagem, a resistência ao escoamento máxima foi excedida, enquanto que para a com maior energia, ambas as resistências (ao escoamento e à tração) não atingiram os valores especificados. Estes resultados podem ser verificados na Tabela 3.5 abaixo [11]:

Tabela 3.5 Resultados das Propriedades Mecânicas [10,11]

Eletrodo	Energia de Soldagem (kJ/mm)	LT (N/mm ²)	LE (N/mm ²)	A (%)	Impacto (Charpy-V) (J)	Dureza Média (HV 10)
E10018M	2,1	724	632	23,4	53	234
	1,7	760	660	22,8	56	246
	1,3	766	665	22,0	73	251
AWS A5.5		690 mín.	610-690	20 mín.	27 mín.	
E11018M	2,2	734	669	23,1	55	255
	2,0	764	715	23,6	60	264
	1,6	810	770	21,6	45	275
AWS A5.5		760 mín.	680-760	20 mín.	27 mín.	
E12018M	2,1	796	754	20,7	55	281
	1,6	845	814	19,7	50	289
	1,2	895	866	19	54	297
AWS A5.5		830 mín.	745-830	18 mín.	27 mín.	

LT: resistência à tração; LE: resistência ao escoamento; A: alongamento

Também é possível observar que com o aumento da energia de soldagem, as resistências à tração e ao escoamento e também a dureza

diminuíram [11]. Isso se deve ao fato de que com o aumento da energia de soldagem, a taxa de resfriamento diminui, favorecendo a obtenção de microestruturas mais grosseiras com menores valores de propriedade mecânica.

A Tabela 3.6 apresenta os resultados da análise metalográfica:

Tabela 3.6 Resultados da Análise Metalográfica [10,11]

Eletrodo	Energia de Soldagem (kJ/mm)	Zona Colunar (%)	Zona Refinada (%)	Ferrita Acicular (%) ¹	Ferrita com Segunda Fase Alinhada(%) ¹	Ferrita Primária Alotriomórfica (%) ¹
E10018M	2,1	25	75	62	20	18
	1,7	42	58	58	16	26
	1,3	55	45	56,0	14	30
E11018M	2,2	18	82	74	20	6
	2,0	25	75	72	19	9
	1,6	42	58	66	17	17
E12018M	2,1	36	64	64	26	10
	1,6	45	55	62	25	13
	1,2	50	50	59	22	19

É possível verificar que à medida que a energia de soldagem aumentou, a ferrita primária (alotriomórfica) diminuiu, e a tanto a ferrita acicular quanto a ferrita com segunda fase alinhada aumentaram. A ferrita acicular é geralmente indicada como a microestrutura ótima a ser obtida em metais de solda C-Mn, levando a uma combinação adequada de resistência e tenacidade à fratura em baixas temperaturas. Esta ferrita tem um tamanho de grão bastante refinado, morfologia interlaçada e uma alta concentração de discordâncias, que são responsáveis por sua tenacidade e ductilidade [11].

Pode-se ainda citar o fator diluição, que é a parcela de metal base que entra na composição do metal de solda. Nos casos em que a energia de soldagem é maior, haverá uma maior diluição, pelo fato de atingirem maiores temperaturas. E quanto maior a diluição, a composição química do metal base terá maior influência na composição do metal de solda.

3.2.6 Pré-Aquecimento

A temperatura de pré-aquecimento possui importância fundamental para a obtenção de um metal de solda livre de trincas induzidas pelo hidrogênio. Esta forma de fissuração pode ser evitada se a temperatura é mantida suficientemente alta, de modo que todo o hidrogênio se difunda para fora da peça antes desta ser resfriada. Isso pode ser obtido através da soldagem executada por diversos passes ou aplicação de pré-aquecimento ou pós-aquecimento [12].

Quando o pré-aquecimento é aplicado ao aço, a taxa de resfriamento diminui, reduzindo a possibilidade de trincas induzidas pelo hidrogênio, as tensões de contração e a dureza na ZTA [13].

É importante também ressaltar, que devido à maior parte do hidrogênio transferido para a poça de fusão ser proveniente do revestimento de eletrodos e/ou fluxos de soldagem, esses devem ser armazenados em locais adequados e submetidos à secagem em fornos apropriados antes da sua utilização a fim de minimizar a presença do mesmo [14].

Determinando a temperatura de pré-aquecimento:

A determinação da temperatura mínima de pré-aquecimento é auxiliada por vários métodos baseados em dados experimentais. De acordo com Kasuya e Yurioka (RF), os métodos mais conhecidos são: BS-5135, AWS-D1.1, procedimento do JSSC (Japan Steel Structure Construction) e o Método Gráfico CEN. Cada um desses métodos possui suas particularidades e servem como uma grande ferramenta para se estimar a temperatura mínima de pré-aquecimento para a soldagem. No entanto, comparações entre esses métodos encontradas na literatura afirmam que o Método Gráfico é o mais preciso [14].

Como exemplo, a Figura 3.10 apresenta as chamadas curvas mestres do Método Gráfico, indicando a relação entre a temperatura de pré-aquecimento obtida no ensaio Tekken (que avalia o efeito da variação dos parâmetros de soldagem e do teor de hidrogênio sob condições de restrição

pré-estabelecida), o carbono equivalente CEN, cuja fórmula encontra-se na equação (3.2) e a espessura da chapa. Essas curvas são válidas somente para as condições indicadas na figura, que são [14]:

- Teor de hidrogênio difusível de 5 ml/100g de metal depositado;
- Aporte de calor de 1,7 kJ/mm;
- Temperatura de 10 °C.

$$\text{CEN} = \%C + A(C) \times \left[\frac{\%Si}{24} + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%Ni}{20} \right] + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%Nb + \%V)}{5} + 5\%B \quad (3.2)$$

Onde: $A(C) = 0,75 + 0,25tgh \times [20(\%C - 0,12)]$

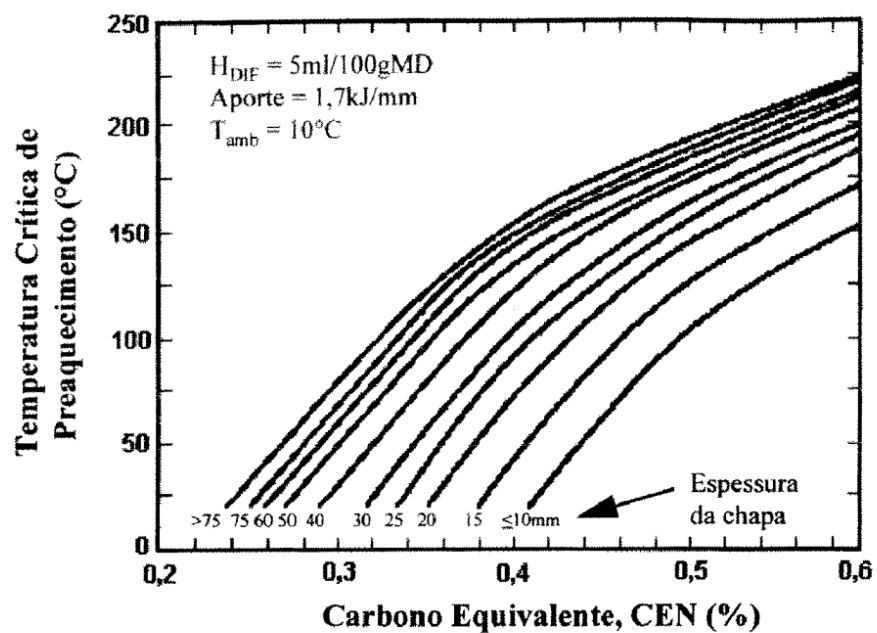


Figura 3.10 Curvas mestras do Método gráfico para determinação da temperatura de pré-aquecimento para soldagem [14]

A partir da Figura 3.10 é possível observar que quanto mais alto o carbono equivalente, maior a temperatura necessária.

Assim que a temperatura de pré-aquecimento correta é determinada, é essencial que esta temperatura seja mantida durante todo o processo de recuperação por solda [2].

3.3 CICLO TÉRMICO

3.3.1 Curvas CCT

Nos tratamentos térmicos, é indispensável saber as fases presentes no aço nas diferentes faixas de temperatura do processo e o desvio que irá ocorrer nas transformações, em função das velocidades de aquecimento e principalmente na velocidade de resfriamento do aço.

Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) exibem transformações complexas na microestrutura quando resfriadas continuamente sob velocidades diferentes a partir da austenita. Na maioria dos aços ARBL é desejável evitar a formação da perlita, adicionando-se diferentes elementos de liga em quantidade suficiente para deslocar as curvas de transformação de tal forma que no resfriamento, o material atinja diretamente o campo martensítico ou, pelo menos, a região de transformação bainítica. Os aços geralmente são processados termomecanicamente e/ou continuamente resfriados durante o seu processamento. Assim, curvas de transformação sob resfriamento contínuo (CCT) são especialmente úteis em guiar tratamentos térmicos [15].

A Figura 3.11 mostra as curvas CCT para o aço SAE 8640:

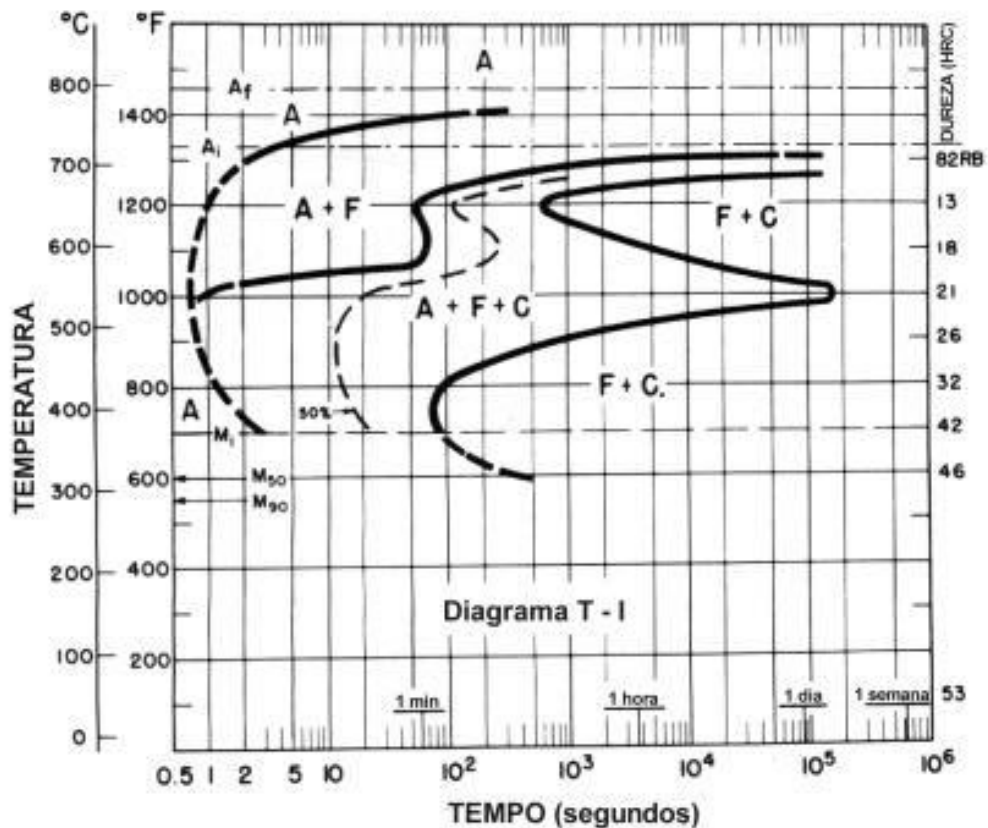


Figura 3.11 Curvas CCT para o aço 8640 [16]

Este diagrama mostra os constituintes microestruturais como uma função da transformação com base na temperatura e no tempo.

Os locais e as formas das curvas de transformação da austenita super-resfriada, plotada em diagramas CCT, dependem principalmente da composição química do aço, extensão de homogeneização da austenita, tamanho de grão da austenita assim como da temperatura e tempo de austenitização [17].

Algumas características podem ser inferidas a partir da Figura 3.11:

- Em velocidades de resfriamento baixas, a austenita se transforma por difusão em perlita e ferrita, como pode ser visto na porção superior da curva;
- As curvas CCT são divididas em duas metades: a superior denotando as transformações ferríticas/perlíticas e a inferior

mostrando as transformações bainíticas, bainíticas/martensíticas e martensíticas. Este fenômeno é normalmente observado em aços contendo grandes quantidades de elementos de liga [15].

A composição do aço é um importante fator na temperabilidade do material. O carbono é um elemento que está presente em todos os aços e seu efeito na temperabilidade deve ser considerado através do seu efeito na dureza do material temperado. A Figura 3.12 mostra que o aumento do percentual de carbono aumenta a temperabilidade das ligas da série 8600 [18]:

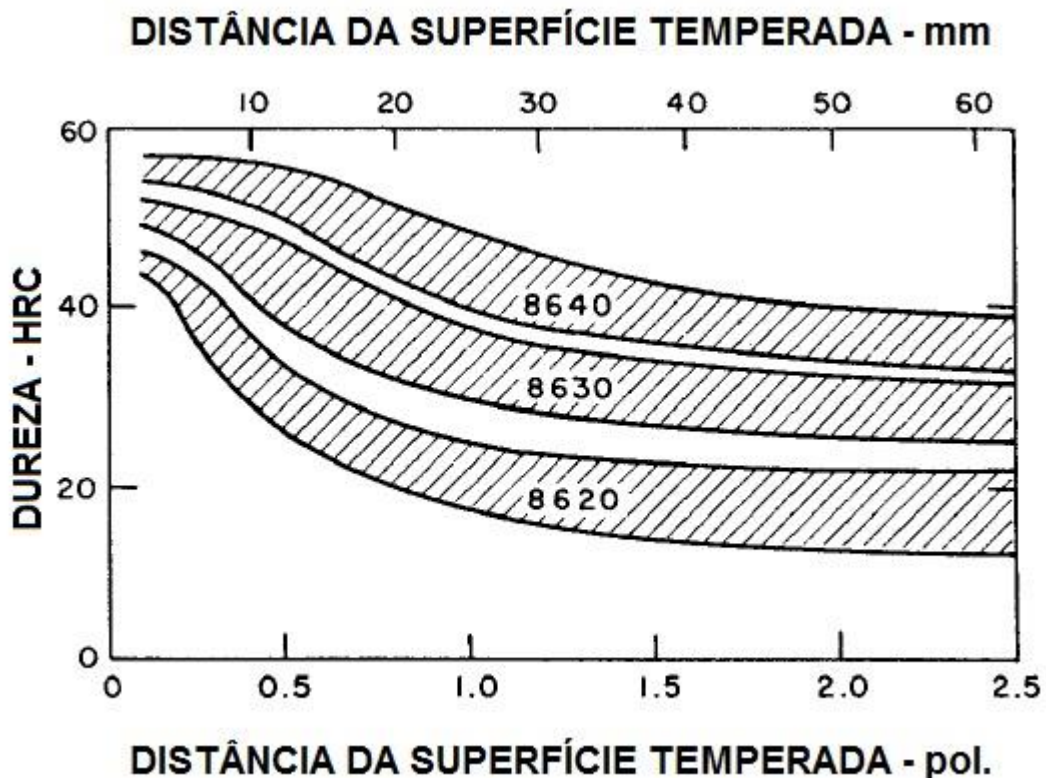


Figura 3.12 Temperabilidade para os aços da série 8600 [18]

É importante também salientar que um maior percentual de carbono acarreta em uma maior deformação na soldagem, além de dificultá-la.

Como a variação do percentual de carbono sozinha não produz a temperabilidade necessária para diversas aplicações, elementos de liga são adicionados. Os efeitos de alguns elementos de liga importantes na temperabilidade dos aços estão ilustrados na Figura 3.13 [18]:

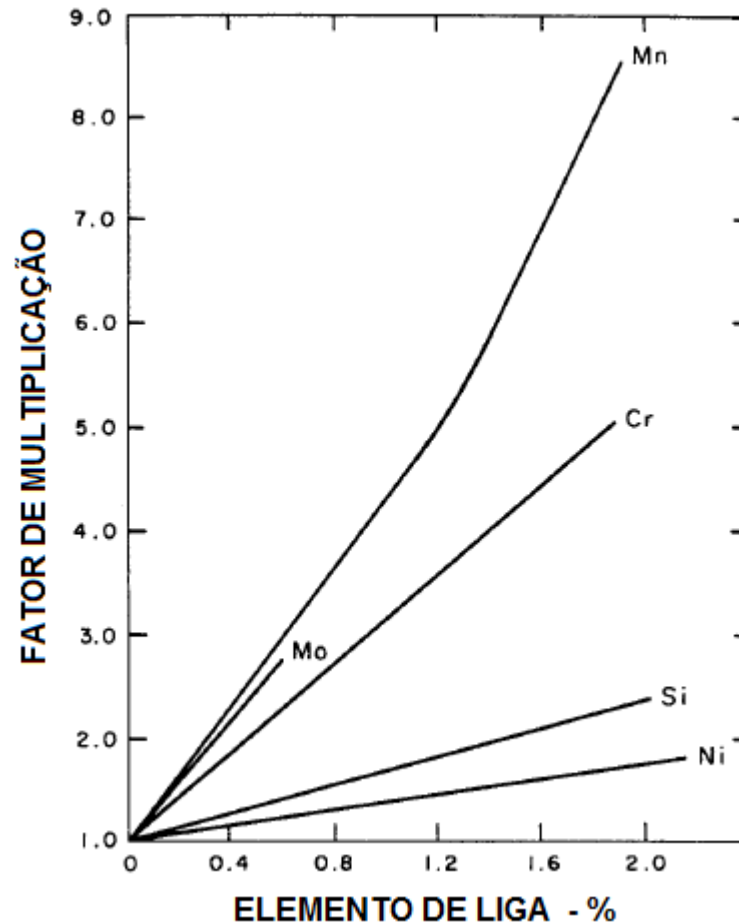


Figura 3.13 Efeito dos elementos de liga no índice de temperabilidade para aços fundidos [18]

Energia de soldagem

É uma medida relativa da energia transferida por unidade de comprimento de solda. É uma característica importante, pois assim como a temperatura de pré-aquecimento e de interpasse, influencia a taxa de resfriamento, a qual pode afetar as propriedades mecânicas e a estrutura metalúrgica do metal de solda e da ZTA, conforme pode ser visto na Figura 3.14 [19]:

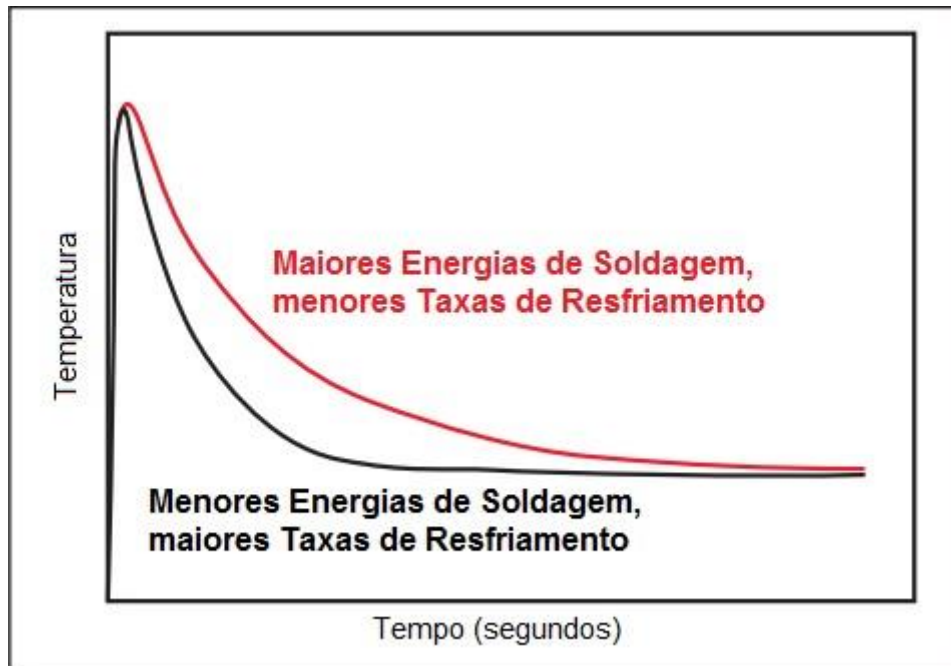


Figura 3.14 Ciclo térmico de soldagem com diferentes energias de soldagem [19]

Assim, para energias de soldagem menores, as taxas de resfriamento serão maiores, facilitando a obtenção da microestrutura martensítica.

Temperatura de Pré-Aquecimento

O efeito da temperatura de pré-aquecimento na taxa de resfriamento é similar ao da energia de soldagem. Tanto com o aumento da temperatura de pré-aquecimento ou da energia de soldagem, a taxa de resfriamento diminui para uma dada espessura do metal base. Essas duas variáveis interagem com outras, tais como espessura do material, calor específico, densidade e condutividade térmica, para influenciar a taxa de resfriamento. A equação 3.3 mostra a relação entre temperatura de pré-aquecimento, energia de soldagem e taxa de resfriamento [19]:

$$R \propto \frac{1}{T_0 H} \quad (3.3)$$

Onde,

R = taxa de resfriamento (°C/s)

T_o = temperatura de pré-aquecimento ($^{\circ}\text{C}$)

H = energia de soldagem (kJ/mm)

H. A. Aglan et al. (2013, p. 838) estudaram o efeito da temperatura de pré-aquecimento na dureza da ZTA de aços ferroviários perlíticos. A composição química do aço ferroviário e do metal de adição estão expostas na Tabela 3.7 abaixo:

Tabela 3.7 Composição química do aço ferroviário e do metal de adição [20]

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Mo	P	Ni
Metal Base	0,92	0,85	0,405	0,22	-	0,015	-
ESAB-140	0,08	1,70	0,40	0,90	0,60	0,005	2,4

Foi constatado, conforme mostra a Figura 3.15, que todas as amostras pré-aquecidas exibem curvas de distribuição de dureza similares: um valor mais baixo no metal de solda, um aumento próximo à linha de fusão e uma nova redução na ZTA [20].

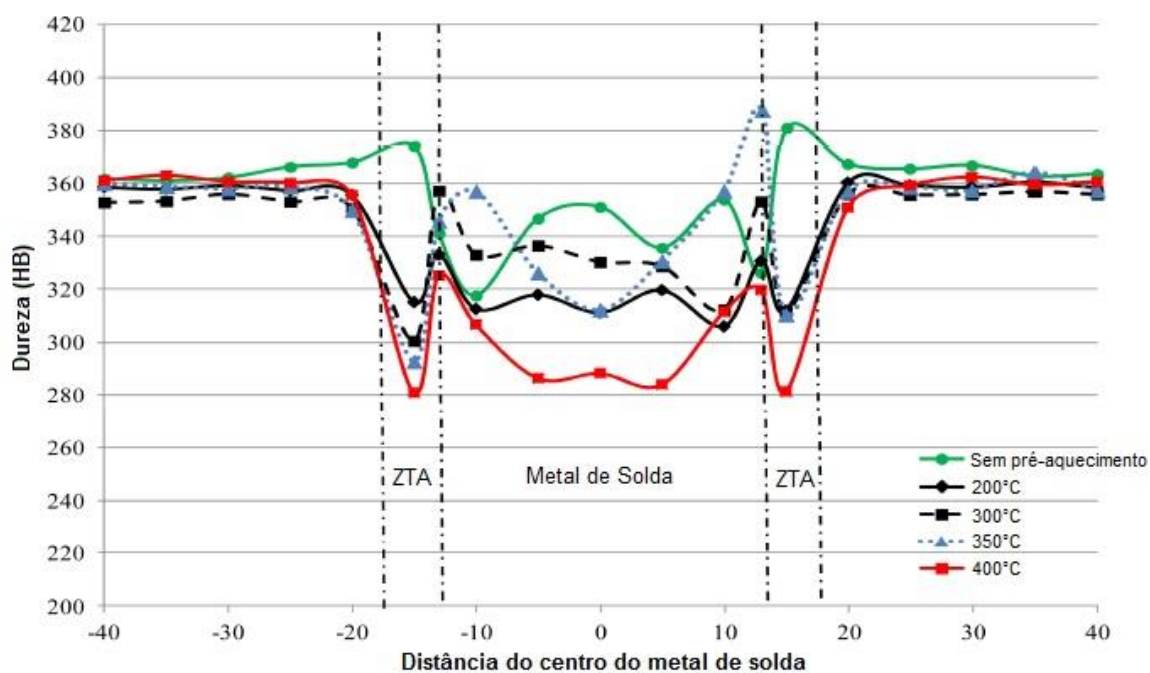


Figura 3.15 Distribuição de dureza para diferentes temperaturas de pré-aquecimento [20]

Também é possível observar, entre as amostras pré-aquecidas, que a dureza média da ZTA diminui com o aumento da temperatura de pré-aquecimento [20].

Microestrutura

A taxa de resfriamento é um fator primordial que determina a estrutura metalúrgica final do metal de solda e da ZTA, e é especialmente importante para aços tratados termicamente. Shia e Han (2008, p. 30) relataram que a fração de volume de martensita é menor com a diminuição da taxa de resfriamento [21].

A.G. Glover et al. (1977, p. 268) estudaram a microestrutura do metal de solda como função da energia de soldagem e da taxa de resfriamento. As composições químicas dos aços analisados, assim como os parâmetros de soldagem utilizados são mostrados nas Tabelas 3.8 e 3.9 abaixo:

Tabela 3.8 Composições químicas dos aços analisados [22]

Elemento	C	Mn	Si	Mo	Ni	Nb
Série A1 (Aço C/Mn) Metal Base	0,18	1,10	0,25	< 0,01	n.d.	0,035
A516 Metal de Solda	0,13	1,10	0,25	0,21	n.d.	0,010
Série A2 (Aço C/Mn) Metal Base	0,32	0,71	0,20	n.d.	n.d.	n.d.
A515 Metal de Solda	0,17	1,10	0,30	0,24	n.d.	n.d.

Tabela 3.9 Parâmetros de soldagem utilizados [22]

Solda	Energia de Soldagem (kJ/mm)	Tempo de Resfriamento de 800-500°C (s)
A1a	0,74	4,4
A1b	1,3	7,3
A1c	2,4	14
A1d	4,3	23
A1e	7,4	39
A2a	10	100

As microestruturas obtidas para as amostras A1a, A1e e A2a são mostradas abaixo:



Figura 3.16 Imagem de microscopia ótica do metal de solda usando 0,74 kJ/mm – Martensita (500X) [22]

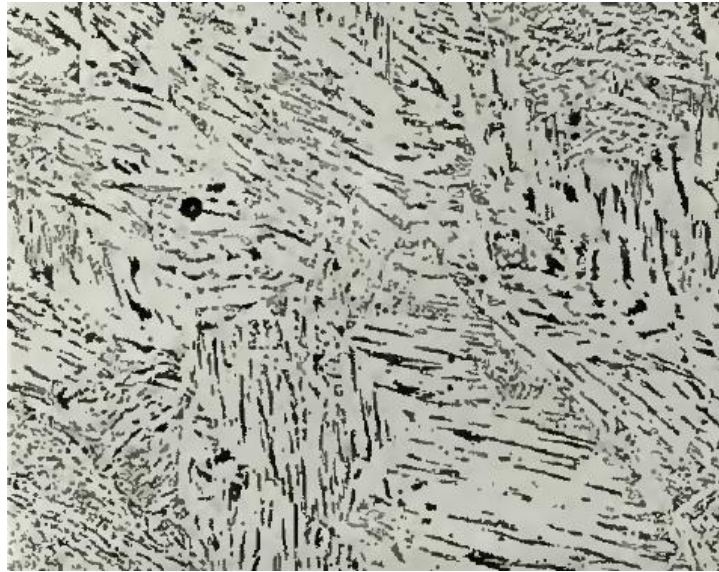


Figura 3.17 Imagem de microscopia ótica do metal de solda usando 7,4 kJ/mm – Bainita Superior (500X) [22]



Figura 3.18 Imagem de microscopia ótica do metal de solda usando 10 kJ/mm – Ferrita Acicular (500X) [22]

A partir das microestruturas acima, é possível observar que com o aumento da energia de soldagem de 0,74 para 10 kJ/mm, a microestrutura principal dos metais de solda mudou de martensita para bainita superior e por fim para ferrita acicular [22].

Propriedades Mecânicas

Com a variação da energia de soldagem, as propriedades do material no metal de solda serão afetadas. A Tabela 3.10 mostra como algumas propriedades mecânicas variam com o aumento da energia de soldagem [19]:

Tabela 3.10 Variações de propriedades dos materiais com o aumento da energia de soldagem para o processo de Soldagem a Arco por Eletrodo Revestido [19]

Propriedade*	Varição
Resistência ao Escoamento	↓ 30%
Resistência à Tração	↓ 10%
Alongamento	↑ 10%
Tenacidade à Fratura	↑ 10%, para 15 < H < 50 kJ/in ↓ 50%, para 50 < H < 110 kJ/in
Dureza	↓ 10%

* SAER com energia de soldagem variando de 15 a 110 kJ/in.

3.3.2 Tensões Residuais em Juntas Soldadas

3.3.2.1 Origem

Dois dos maiores problemas de qualquer processo de soldagem são as tensões residuais e a distorção. As tensões residuais são principalmente causadas pela fluência devido à compressão que ocorre perto da zona fundida quando o material aquece e expande durante a soldagem. Quando o metal de solda resfria e contrai, causa uma tensão residual de tensão, particularmente na direção longitudinal [23].

Quando se aquece um material, suas dimensões aumentam proporcionalmente à variação de temperatura ($\Delta T = T - T_0$), de acordo com a equação de dilatação térmica:

$$\Delta l = l - l_0 = l_0 \times \alpha \times \Delta T \quad (3.4)$$

Onde (Δl) é a variação do comprimento inicial (l_0) e α é o coeficiente de dilatação térmica linear.

Uma situação similar pode ser considerada para uma junta soldada, ao se associar a região da solda com a barra central e as regiões mais afastadas do metal base, com as barras externas.

Assim, é de 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 base. A Figura 3.19 compara, esquematicamente, a distribuição de tensões residuais na montagem das barras com a esperada em uma solda.

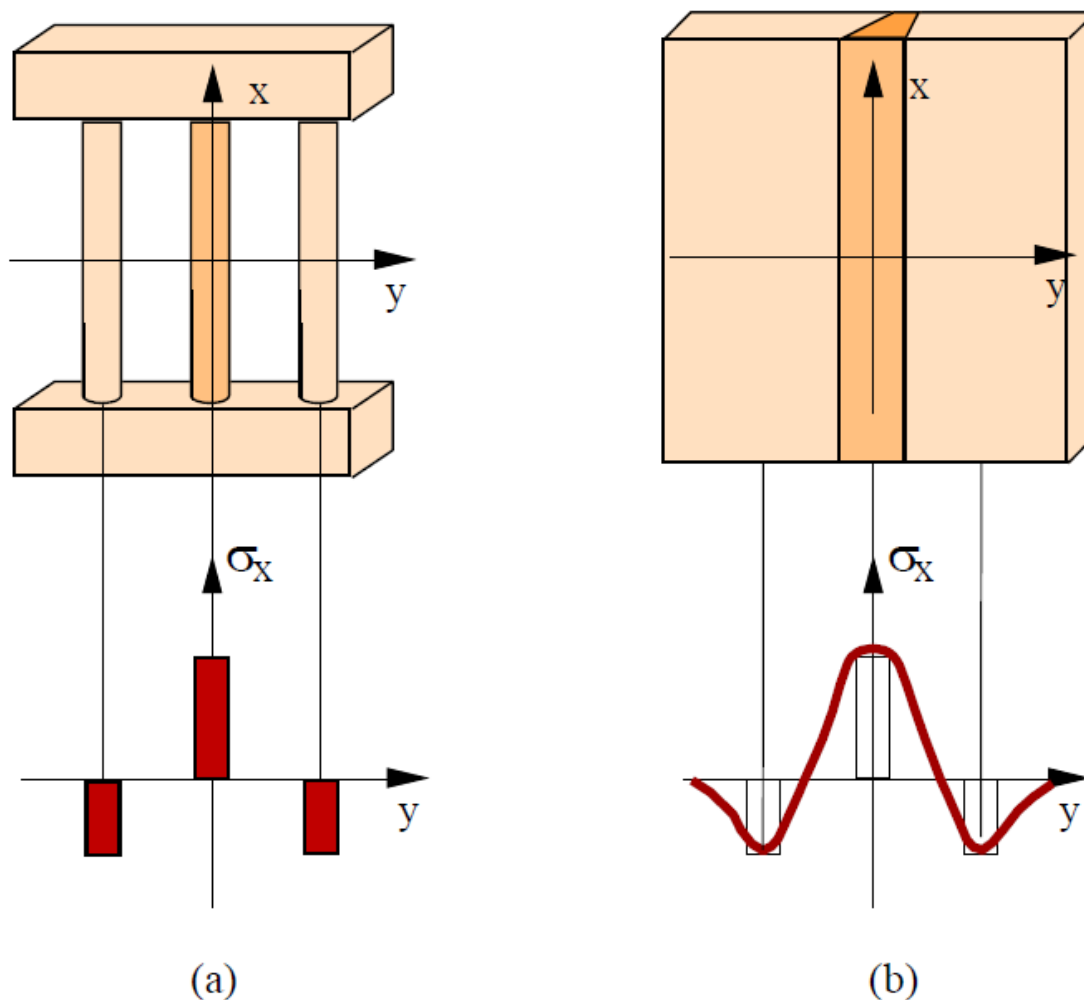


Figura 3.19 Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b) [1]

A Figura 3.20 exibe o desenvolvimento de tensões devido ao aquecimento não uniforme de uma junta soldada. Na seção AA', que é distante da poça de fusão e não é aquecida pela fonte de calor, não existem variações de temperatura e o material ainda está isento de tensões. Já na seção BB', junto à poça de fusão, o material aquecido tenta se expandir, mas é restringido pelas regiões mais frias da peça, gerando tensões de compressão em regiões próximas ao metal de solda e tensões de tração nas regiões um pouco mais afastadas. Quando o seu limite de escoamento é atingido, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão. Exatamente na poça de fusão, como o material está no estado líquido, as tensões são nulas. Com o resfriamento e conseqüente solidificação da solda, o material passa a se contrair, sendo novamente impedido pelas regiões mais frias e afastadas da solda. Assim, na seção CC' surgem tensões de tração junto ao cordão e de compressão nas regiões mais afastadas. Estas tensões aumentam de intensidade levando ao escoamento da região aquecida. Após o resfriamento completo, seção DD', as tensões residuais no centro da solda chegam a níveis próximos do limite de escoamento do material e existe uma distribuição de tensão similar à mostrada na Figura 3.20 [1].

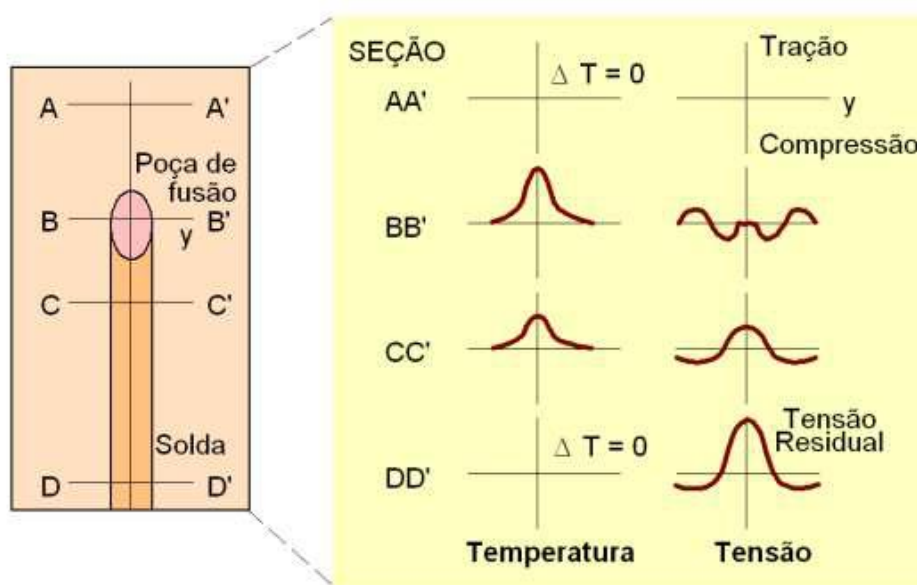


Figura 3.20 Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem [1]

3.3.2.2 *Tipos de Tensão Residual*

As tensões residuais podem ser classificadas de acordo com a sua causa, com a escala pela qual se auto-equilibram ou com o método pelo qual são medidas. A classificação mais comum é quanto à área de abrangência, sendo elas tensões residuais macroscópicas, microscópicas e submicroscópicas [2].

Tensões Residuais Macroscópicas

Também conhecidas como tensões residuais do Tipo I, são tensões que se estendem sobre grandes porções volumétricas quando comparadas com o tamanho de grão do material. As deformações originadas são praticamente uniformes para muitos grãos [2].

Tensões Residuais Microscópicas

As tensões residuais microscópicas ou do Tipo II são aquelas que mantêm uma distribuição uniforme ao longo de um grão ou de boa parte dele, podendo ocorrer em interfaces entre fases e partículas precipitadas e a matriz. Desenvolvem-se durante a deformação elastoplástica de um material policristalino com grãos aleatoriamente orientados e cuja resistência ao escoamento e ao encruamento dependem da orientação cristalográfica [2]. Essas tensões também ocorrem quando a microestrutura contém diversas fases ou quando há transformação de fase.

Tensões Residuais Submicroscópicas

Já as tensões residuais do Tipo III ou micro tensões localizadas abrangem distâncias interatômicas, dentro de uma pequena porção de um grão. Estão presentes nos materiais metálicos sujeitos a processos que produzam descontinuidades na rede cristalina, tais como vazios, impurezas, falhas de empilhamento, entre outros [2]. As tensões residuais objetos deste estudo são as Macroscópicas e as Microscópicas.

Na Figura 3.21 são mostradas as tensões residuais de primeira ordem σ_α^I que abrangem um número elevado de grãos do material e têm uma distribuição homogênea ao longo do material, as suas forças são balanceadas em todos os planos. As tensões residuais de segunda ordem representadas por σ_α^{II} são homogêneas em uma pequena porção do material, como por exemplo, um grão ou uma fase. As forças internas relacionadas a este tipo de tensão estão em equilíbrio entre grãos ou fases. As tensões residuais de terceira ordem representadas por σ_α^{III} , são homogêneas no menor domínio cristalino do material, a pequenas distâncias interatômicas. As forças internas referentes a estas tensões estão em equilíbrio para pequenos domínios do material, como por exemplo, defeitos pontuais ou deslocamentos a nível cristalino [24].

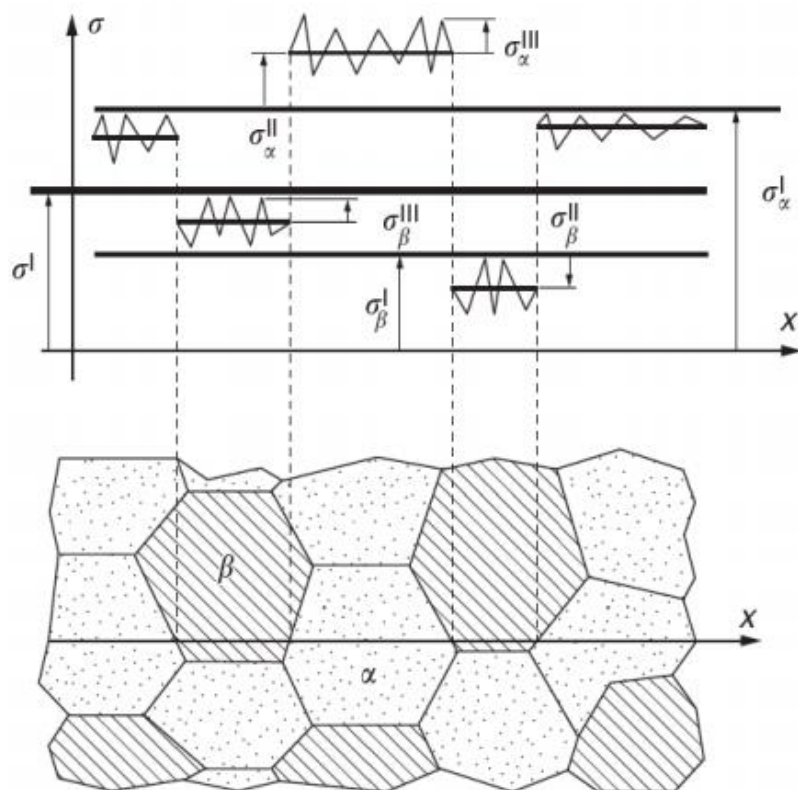


Figura 3.21 Representação esquemática das tensões residuais σ ao longo da superfície do grão, σ_α^I , primeira ordem, σ_α^{II} , segunda ordem, σ_α^{III} terceira ordem [24]

3.3.2.3 *Distribuição*

Para uma solda de topo, a distribuição de tensões residuais longitudinais e transversais é ilustrada conforme a Figura 3.22.

Quando não há qualquer tipo de restrição (que impeça a contração ou expansão da peça soldada), a distribuição de tensões transversais (Figura 3.22c) é caracterizada por valores menores de tensões. Não obstante, quando a solda faz parte de uma estrutura incluindo outras partes e soldas, tensões de reação aparecem e se somam às tensões de origem térmica, resultando em valores maiores de tensões residuais (linha tracejada na Figura 3.22c).

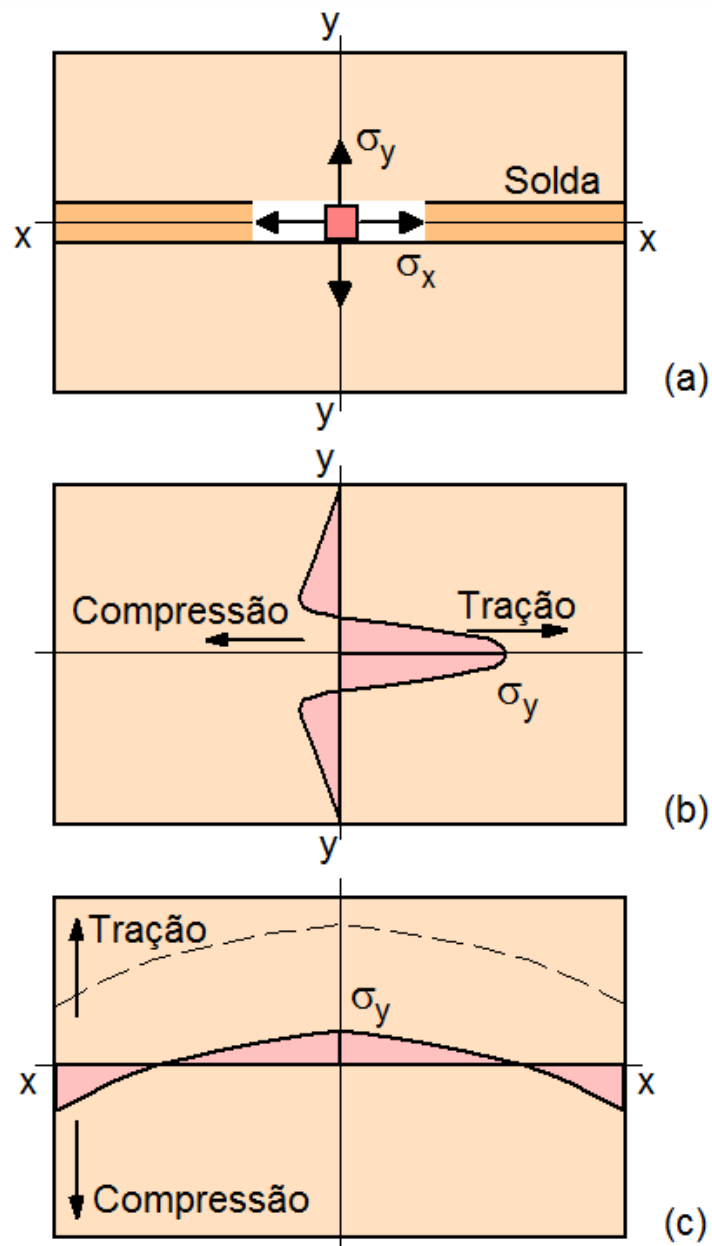


Figura 3.22 Distribuição típica de tensões residuais em uma solda de topo. (a) Sistema de coordenadas e tensões. (b) Tensões longitudinais. (c) Tensões transversais (linha tracejada: distribuição de tensões quando a solda faz parte de uma estrutura e está sujeita a tensões de reação) [1].

3.3.2.4 Técnicas de Medição

Existem diversos métodos para a determinação da tensão residual em materiais de engenharia. Porém antes de escolher por um método ou outro, é

importante considerar a profundidade de penetração característica da técnica e os tipos de tensão (I, II ou III) [25]. A Tabela 3.11 abaixo indica algumas dessas técnicas:

Tabela 3.11 Técnicas para a determinação experimental de tensões residuais [26]

Grupo	Técnica
<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas de relaxação de tensão 	<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas com “strain gages” elétricos • Técnicas com “strain gages” mecânicos • Técnicas com revestimentos frágeis • Técnicas com revestimentos fotoelásticos
<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas de difração de Raios X 	<ul style="list-style-type: none"> • Difração em filme • Difração com difratômetro
<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas baseadas em propriedades sensíveis à tensão 	<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas com ultrassom • Técnicas com medidas de dureza • Técnicas magnéticas
<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas de fissuração 	<ul style="list-style-type: none"> • Fissuração pelo hidrogênio • Fissuração por corrosão sob tensão

Como as tensões residuais estão presentes em componentes isentos de qualquer carregamento externo, a medição de tensões residuais é dificultada. As técnicas tradicionais de medição experimental dessas tensões, como por exemplo as técnicas de relaxação de tensão, geralmente se apoiam na mudança de determinadas propriedades antes e depois da aplicação de um carregamento, portanto acabam não percebendo as tensões residuais [2].

No caso das técnicas de extensometria convencional, técnica de Moiré e fotoelasticidade de reflexão, um transdutor de deformação é colado na superfície de um componente que é então carregado, de modo que as deformações causadas pelo carregamento são medidas pelo transdutor. No caso das tensões residuais, é impossível instalar qualquer transdutor antes da geração destas tensões. Assim, nenhuma mudança na deformação será medida pelo transdutor. Já a fotoelasticidade de transmissão pode ser aplicada tanto para medir tensões residuais como tensões externas. Os componentes isentos de tensões apresentam-se transparentes antes da aplicação de

carregamentos. Depois de carregados, estes apresentam um padrão de franjas o qual é analisado para que se obtenham as tensões [2].

Em resumo, é possível optar entre duas alternativas para encontrar o valor das tensões residuais:

- instalar um transdutor e eliminar as tensões residuais: assim, as mudanças nas propriedades devidas à ausência das tensões residuais serão medidas pelo transdutor;

- medir propriedades do componente tensionado e comparar com as do componente isento de tensões [2].

Fazem parte da primeira alternativa as técnicas chamadas destrutivas (ou semidestrutivas, dependendo da extensão danificada do componente). Já a segunda alternativa abrange as técnicas não-destrutivas.

Nas técnicas de difração de raios X (não-destrutivas), a deformação da estrutura cristalina é medida e a tensão residual que produz essa deformação é calculada, assumindo uma distorção elástica linear da estrutura cristalina. Embora o termo “medida de tensão” seja comum, tensão é uma propriedade extrínseca que não é medida diretamente. Todas as técnicas de determinação da tensão medem alguma propriedade intrínseca, tais como deformação ou força e área, e o cálculo da tensão associada [27].

No caso da difração de raios-X, quando um material cristalino é irradiado por um feixe de raios-X monocromático com comprimento de onda λ , acarreta no espalhamento deste feixe pelos átomos que compõem o material. Um feixe difratado é na verdade um feixe composto de um grande número de raios espalhados que se reforçam mutuamente. Em razão da distribuição regular dos átomos no material, as ondas espalhadas tendem a interferir entre si de modo semelhante à difração de luz visível, conforme Figura 3.23 abaixo [2]:

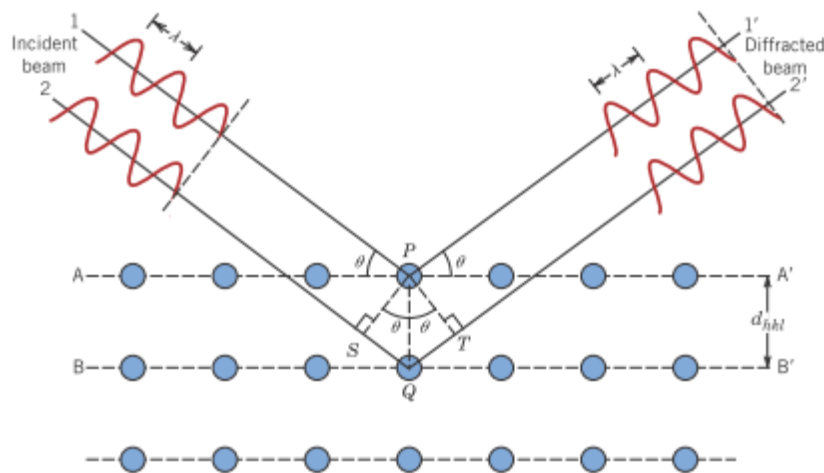


Figura 3.23 Representação dos Raios-X difratados pelos planos AA'' e BB'' [28]

A medida das tensões residuais pelo método de raios-X é feita a partir da contribuição de vários grãos do cristal e esta medida depende fundamentalmente da geometria de feixe que irá incidir na amostra bem como do tamanho de grão da amostra [29].

Se a Lei de Bragg (Eq.3.3) for satisfeita, as intensidades destas ondas se somam segundo uma interferência construtiva [2]:

$$n \times \lambda = 2 \times d \times \sin \theta \quad (3.3)$$

Onde:

n = número inteiro conhecido por ordem de difração

d = distância interplanar

λ = comprimento de onda do feixe incidente

θ = ângulo de difração correspondente [30]

Existem algumas técnicas de difração de raios-X, entre as quais estão a técnica do ângulo simples, do ângulo duplo e do $\text{seno}^2\psi$. A mais conhecida é a técnica do $\text{seno}^2\psi$, a qual se utiliza de alguns pressupostos em relação à condição do material, utilizando baixa energia de radiação, o que significa baixa

penetração, reduzindo assim os esforços necessários para se determinar de uma maneira precisa as tensões residuais [30].

É assumido que em um metal policristalino os cristais estão desordenados. Neste material, com granulometria fina e isento de tensões, o espaço entre os planos cristalinos não varia com a orientação destes planos. Contudo, quando tensionado, sendo esta tensão aplicada ou residual, o espaçamento interplanar se altera do seu valor livre de tensões para um novo, correspondente à magnitude dessas tensões. Esse efeito pode ser verificado na Figura 3.24. Caso a tensão aplicada seja de natureza trativa, as distâncias entre planos perpendiculares a estas serão maiores, enquanto para os planos paralelos ao campo de tensões, essas distâncias diminuirão [2].

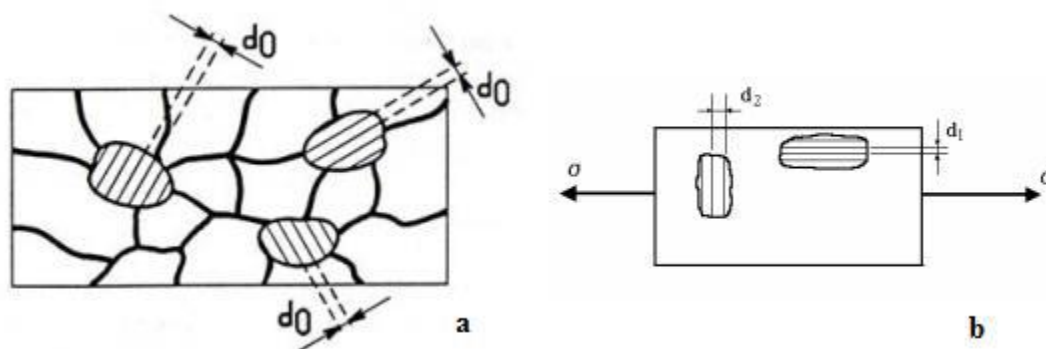


Figura 3.24 a) Distância interplanar em um material não tensionado. b) Distâncias interplanares de grãos com diferentes orientações, de um corpo tensionado. As distâncias mudam de acordo com a posição relativa entre o campo e o grão [2].

Todos os métodos elásticos não lineares estão sujeitos a erros de orientação preferencial, trabalho a frio, temperatura e tamanho de grão. Todos necessitam de amostras de referência livres de tensão, que devem ser idênticas às amostras sendo analisadas. Estes métodos geralmente não são adequados para a determinação de tensão residual rotineira no seu estágio de desenvolvimento atual. Além disso, as resoluções de profundidade e espacial também são menores do que aquelas para difração de raios X [27].

Para determinar a tensão, a deformação na estrutura cristalina deve ser medida para no mínimo duas orientações precisamente conhecidas relativa

à superfície da amostra. Portanto, a medida da tensão residual por difração de raios X é aplicada a materiais que são cristalinos, com grãos relativamente finos e que produzem difração para qualquer orientação da superfície da amostra. As amostras podem ser metálicas ou cerâmicas, desde que produzam um pico de difração de intensidade apropriada e livre de interferência dos picos vizinhos. A técnica de análise de tensão residual por difração de raios X é a única na qual as tensões residuais macro e microscópicas podem ser determinadas de maneira não-destrutiva, e também por essa razão foi escolhida para determinar as tensões residuais neste trabalho [27].

3.3.2.5 Efeitos das Tensões Residuais

As tensões residuais podem colaborar para o aparecimento de trincas em juntas soldadas. Entretanto, é muito importante discutir os efeitos da aplicação de tensões externas sobre a distribuição de tensões residuais em uma junta.

Quando um componente soldado, contendo uma distribuição inicial de tensões residuais (Figura 3.25, curva 0), é tracionado, as tensões residuais se somam diretamente às tensões de tração enquanto todas as deformações forem elásticas, ou seja, não ocorrerem deformações plásticas no componente. Assim, se a tensão externa for aumentada lentamente, as regiões da solda, nas quais as tensões residuais de tração são mais elevadas, devem atingir condições de escoamento plástico antes do resto do componente (curvas 1, 2 e 3, Figura 3.25). O desenvolvimento de deformações plásticas, localizadas principalmente na região da solda, tende a diminuir as variações dimensionais ocorridas durante a soldagem e que são as principais responsáveis pela existência das tensões residuais. Em razão disso, tendo ocorrido deformações plásticas localizadas durante a aplicação das tensões externas, quando estas forem retiradas, o nível das tensões residuais tende a ficar menor do que existia anteriormente (curva 4, Figura 3.25). Isto é, as variações dimensionais ocorridas na soldagem e responsáveis pelas tensões residuais são, pelo

menos parcialmente, removidas pela deformação plástica causada pelas tensões externas, aliviando as tensões residuais [26].

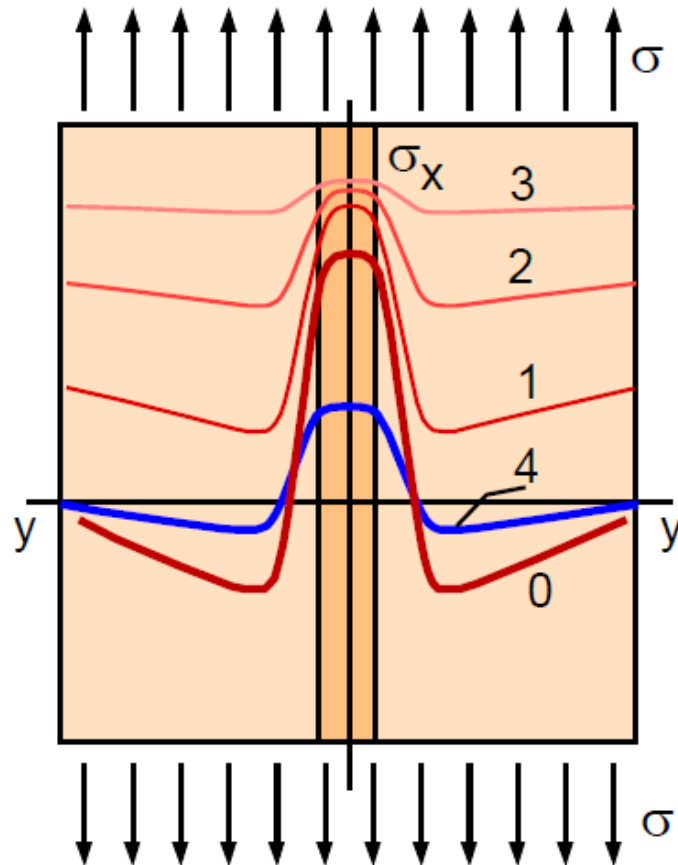


Figura 3.25 Distribuição de tensões em um componente com uma solda de topo submetido a carregamentos crescentes (curvas 1, 2 e 3) e distribuição de tensões residuais após a liberação do carregamento (curva 4) [26]

A partir da análise realizada acima é possível destacar alguns aspectos relevantes relativos ao efeito das tensões residuais em um dado componente:

- A presença de tensões residuais faz mais diferença para fenômenos que ocorrem com baixos níveis de tensão (inferiores ao limite do escoamento do material) como a fratura frágil, a fragilização pelo hidrogênio e a corrosão sob tensão;

- Em estruturas de materiais dúcteis submetidas a um carregamento, quanto maior for o nível das tensões aplicadas, menor será o efeito das

tensões residuais. Quando o nível de carregamento for suficientemente elevado, parte da peça pode escoar e levar à redução das tensões residuais;

- Em estruturas de materiais frágeis submetidas a um carregamento, tensões residuais de tração podem acelerar a ocorrência da falha por fratura frágil;

- Se a estrutura é tensionada além de seu limite de escoamento, as suas tensões residuais se tornam desprezíveis;

- Processos que produzam uma camada de compressão residual (como *Shot Peening*) podem ser usados para diminuir as tensões residuais de um componente soldado [26].

3.3.3 Influência da composição química do metal de adição na distribuição da tensão residual

Foi estudada a influência da composição química do metal de adição na distribuição da tensão residual em soldas de materiais similares e dissimilares.

Um dos casos estudados foi o uso de aços maraging (18%Ni) como metal de adição, na união entre aços maraging (solda similar SW1), entre aços médio carbono média liga (solda similar SW2) e entre aços maraging e aços médio carbono média liga (solda dissimilar DW1).

As composições químicas medidas dos metais base e dos metais de adição são mostradas na Tabela 3.12:

Tabela 3.12 Composição química dos metais base e dos metais de adição [31]

Elemento (%)	C	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	Si	Mn	Fe
Aço Maraging (Metal Base)	0,01	18,9	8,3	4,6	0,41	0,15	-	-	-	Bal.
Aço Maraging (Metal de Adição)	0,006	18,2	11,9	2,5	0,16	0,46	-	-	-	Bal.
Aço Médio Carbono Média Liga (Metal Base e Metal de Adição)	0,33	2,8 Máx	1,0 Máx	1,0	-	-	0,85	1,8	0,35	Bal.

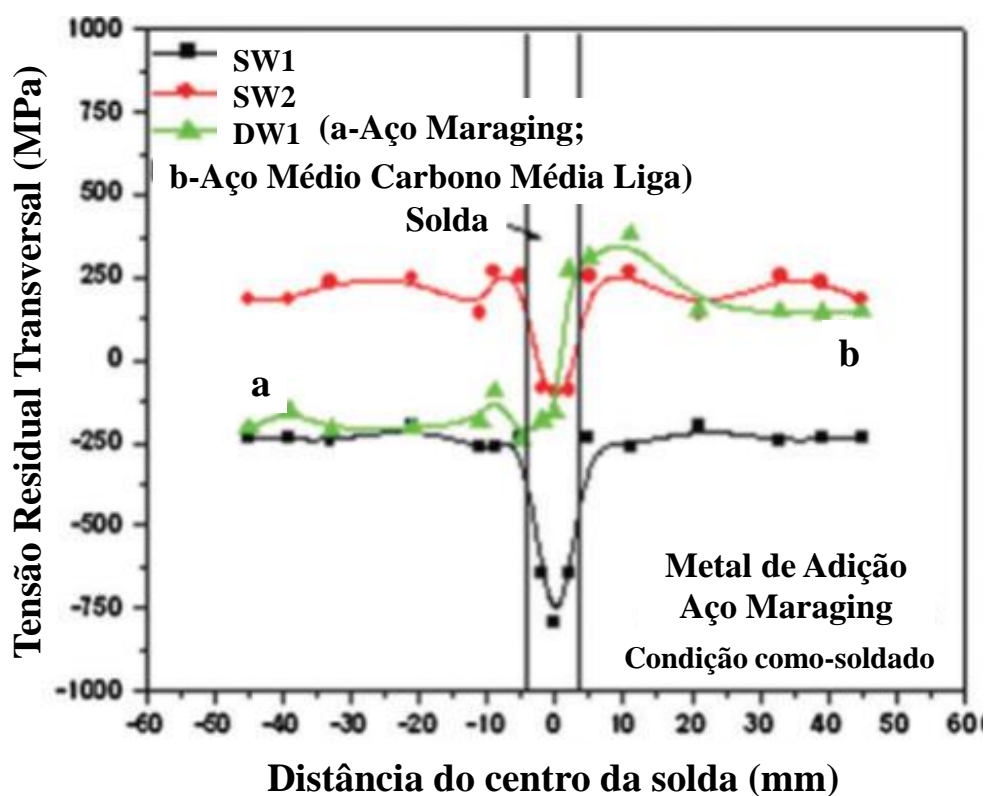


Figura 3.26 Distribuição de tensão residual transversal através das soldas, usando como material de adição aços maraging [31]

A Figura 3.26 mostra a distribuição de tensão residual transversal através da junta soldada de metal similar de aço maraging envelhecido ao tempo. É possível observar que as tensões residuais são compressivas por natureza, tanto no metal de solda como no metal base. Essas tensões são

mais compressivas (-800 MPa) no metal de solda do que no metal base (-235 MPa). A razão pela qual as tensões residuais são altamente compressivas na solda é pelo fato de que durante o resfriamento, as tensões residuais de tração estão estabelecidas na solda por causa da contração prejudicada. Entretanto, quando a transformação de austenita em martensita acontece, ocorre um aumento de volume que estabelece tensões compressivas opostas que são grandes o suficiente para neutralizar e se sobrepor às tensões trativas. As tensões compressivas são tão dominantes por causa da transformação que ocorre a baixas temperaturas. As tensões residuais compressivas na zona termicamente afetada e no metal base se devem à contração geral que ocorre durante o processo de envelhecimento [31].

Na solda de metal similar de aço médio carbono média liga, a natureza das tensões residuais é compressiva na solda e trativa no metal base (Figura 3.26). Como o aço maraging é o material de adição, as tensões residuais são compressivas na solda. No aço temperado e revenido, a transformação de fase ocorre em temperatura alta, portanto as tensões de contração são dominantes sobre as tensões de transformação de fase. Assim, as tensões residuais são de natureza trativa no metal base [31].

Na solda de metais dissimilares (aço maraging e aço médio carbono média liga) as tensões residuais observadas são compressivas no aço maraging e trativa no aço médio carbono média liga (Figura 3.26). Essas tendências se devem principalmente à martensita de baixo carbono no aço maraging e à martensita de alto carbono no aço temperado e revenido [31].

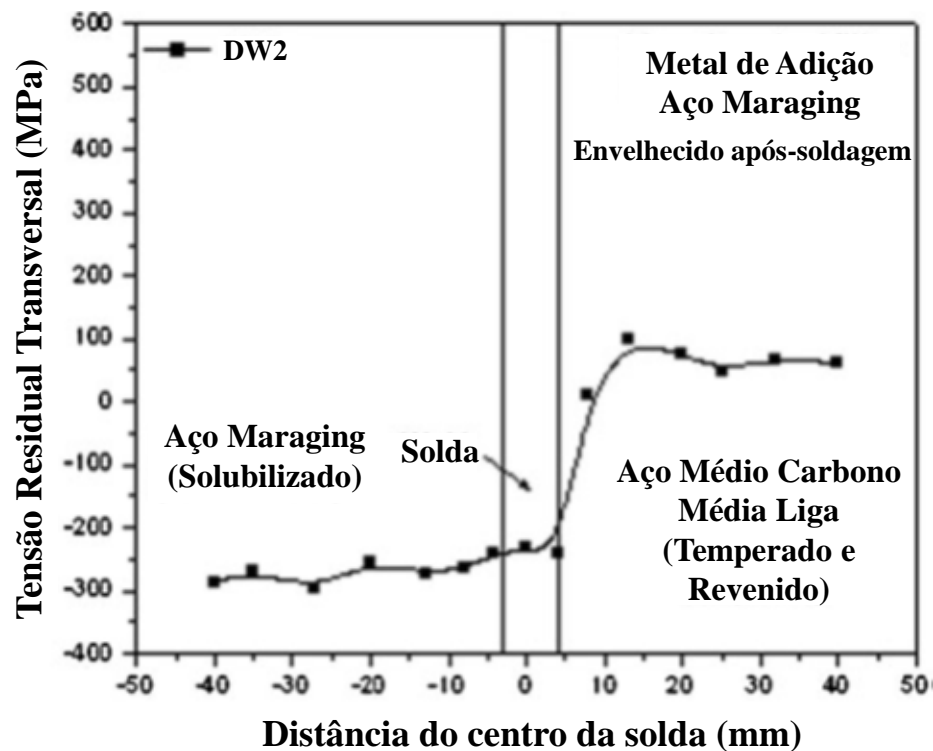


Figura 3.27 Distribuição de tensão residual através da junta soldada de metais dissimilares envelhecidos [31]

A Figura 3.27 mostra a distribuição de tensão residual através da junta soldada de metais dissimilares envelhecidos após soldagem de aço maraging (na sua condição “solubilizada”, onde os elementos de liga estão em solução sólida) e de aço médio carbono média liga (na condição temperado e revenido). As tensões residuais são de natureza compressiva na solda e no aço maraging e de natureza trativa no aço médio carbono média liga [31].

Nas soldas de metais dissimilares, se os metais base de origem estão em suas respectivas condições de tratamento térmico, a magnitude das tensões residuais (tanto compressiva quanto trativa) é menor.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Retirada das Amostras e Análise Química

Para uma análise das tensões residuais geradas pelo processo de recuperação por soldagem de engrenagens, é necessária a retirada de amostras menores. O fato das maiores solicitações se encontrarem nos dentes das engrenagens fez com que se optasse por estes locais como objetos de estudos das tensões residuais. Abaixo, região de retirada das amostras:



Figura 4.1 Região de retirada das amostras

Através da Figura 4.1, é possível observar que logo na região acima de onde a amostra foi retirada, existe um dente fraturado. É este tipo de fratura que pode acontecer e levar a engrenagem a perder produtividade ou falhar como um todo, principal motivação deste estudo.

A amostra retirada do local indicado na Figura 4.1 teve sua composição química analisada em um Espectrômetro de Emissão Óptica – SpectroMAXx.

Segundo essa análise, o aço foi classificado como similar ao aço SAE 8640.

Tabela 4.1.: Composição química do metal base

Elemento	%
Carbono (C)	0,390%
Enxofre (S)	0,022%
Silício (Si)	0,574%
Manganês (Mn)	0,721%
Fósforo (P)	0,027%
Cromo (Cr)	0,493%
Níquel (Ni)	0,715%
Molibdênio (Mo)	0,250%
Alumínio (Al)	0,059%
Cobre (Cu)	0,104%

Na Figura 4.2 é apresentado um fluxograma das atividades experimentais desenvolvidas no decorrer deste trabalho:

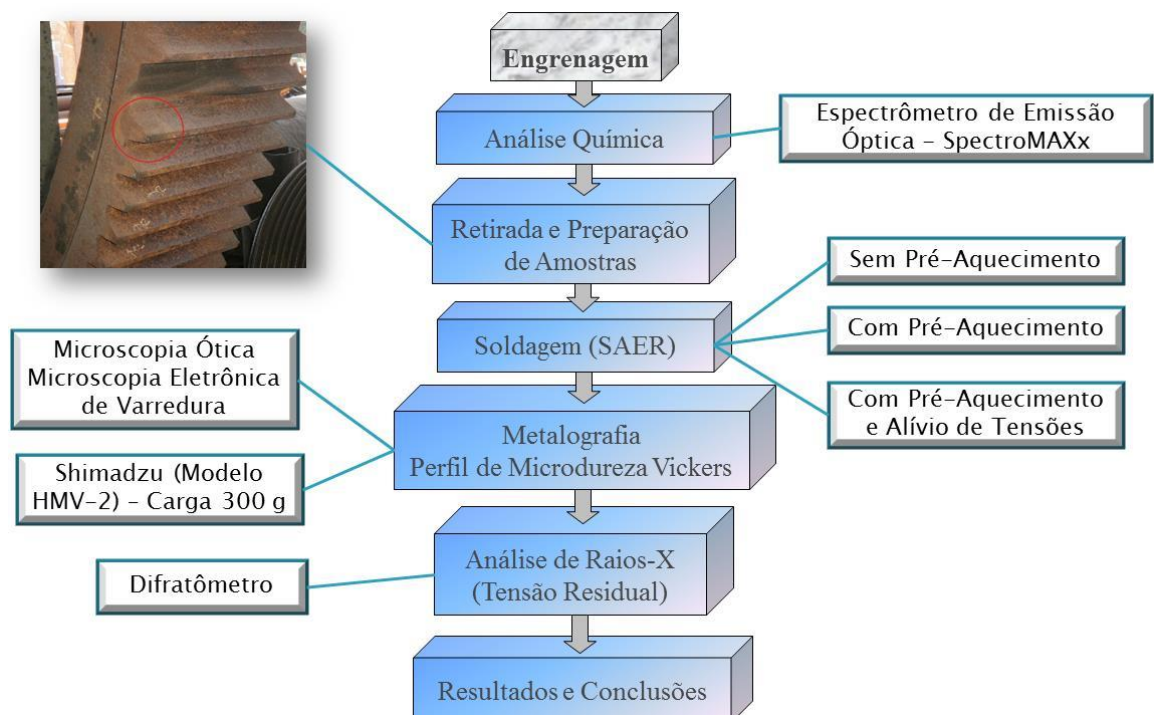


Figura 4.2 Fluxograma das atividades experimentais

4.2 Soldagem

Para este trabalho, o processo de recuperação utilizado foi o de soldagem a Arco com Eletrodo Revestido (SAER). O eletrodo utilizado foi da Classe AWS E 11018M, de 3,25mm de diâmetro, cuja composição química e propriedades estão na Tabela 4.2 abaixo:

Tabela 4.2.: Composição química e propriedades do eletrodo

Composição Química (%)				Propriedades Mecânicas	
C	0.05	Mo	0.40	LT	720 N/mm ²
Mn	1.60	Cr.	0.25	LE	800 N/mm ²
Si	0.45	S	0.018	A (L=4d)	22%
Ni	2.00	P	0.018	Impacto (CVN) a -51°C	65J

O estudo das tensões residuais baseou-se em diferentes processos de recuperação por solda, com amostras com e sem pré-aquecimento e tratamento de alívio de tensões, conforme descrito abaixo:

Amostra 1: sem pré-aquecimento e sem tratamento de alívio de tensões. Neste caso, foi realizado um depósito de duas camadas, sem controle de pré-aquecimento e temperatura interpasse.

Amostra 2: com pré-aquecimento e sem tratamento de alívio de tensões. Já neste caso, a amostra foi pré-aquecida a 250°C, com temperatura de interpasse de 300°C. A forma de aquecimento foi por maçarico.

Amostra 3: com pré-aquecimento e com tratamento de alívio de tensões. Neste último caso, a amostra foi pré-aquecida a 250°C, com temperatura de interpasse de 300°C, e após a recuperação, foi realizado um tratamento de alívio de tensões. Neste tratamento, aquece-se a amostra a 630°C, com taxa de aquecimento de 80°C/h e tempo de patamar de 1 hora. Após esse tempo, a amostra foi resfriada a 100°C/h. Para o alívio de tensões, a peça foi aquecida em Forno e o controle foi realizado através de Pirômetro.

O procedimento contratado pela Raízen junto aos prestadores de serviço para recuperação de engrenagens por solda é o da amostra 3.

Foram escolhidos os parâmetros acima com o objetivo de variar a taxa de resfriamento (pela realização ou não do pré-aquecimento) e avaliar a influência que o tratamento térmico de alívio de tensões exerce na microestrutura do material, e por consequência em suas propriedades mecânicas.

Para as três amostras acima, foram utilizadas as seguintes características:

- Corrente Contínua +
- Amperagem: 90 a 160 A
- Voltagem: 18 a 26 V
- Resfriadas ao ar após a soldagem

4.3 Análise Metalográfica

As amostras foram submetidas à preparação metalográfica, na qual foram lixadas em papéis de SiC com granulações diversas e posteriormente polidas. Após a preparação, as amostras sofreram ataque com Nital 2% por 5 segundos, para revelar a microestrutura.

As microestruturas das amostras foram analisadas por microscopia ótica (MO) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV). O microscópio ótico utilizado foi da marca ZEISS Axio e o MEV utilizado foi da marca Philips XL30 FEG acoplado a detector de EDS (Espectroscopia por energia dispersiva) EDAX.

Através da análise metalográfica pretende-se observar as mudanças que ocorrem na microestrutura do material com a realização ou não de um pré-aquecimento e de um tratamento térmico de alívio de tensões.

4.4 Perfil de Microdureza

As medidas de dureza Vickers foram efetuadas em diversas regiões das amostras. No MB e no MS, as medidas foram realizadas a cada 1 mm, enquanto que na ZTA a cada 0,1 mm. O microdurômetro empregado foi o modelo HMV-2, do fabricante Shimadzu, com carga de 300 g. As amostras foram lixadas e polidas e cada procedimento foi desenvolvido de acordo com a norma ASTM E 384, isto é, foram feitas, para cada amostra, 10 medidas com tempo de penetração de 15 segundos. Para todas as análises foi tomado o devido cuidado para que a indentação fosse suficientemente grande para abranger todas as fases e microestruturas que compunham os materiais testados.

4.5 Medidas de Tensão Residual

Para esse tipo de análise foram utilizadas a amostra como recebida e amostras com distintos parâmetros de soldagem e tratamento térmico. Para análise de tensão residual através da Difração de Raios-X, foi realizada uma decapagem química com solução diluída de HCl logo antes das análises, com o objetivo de remover as camadas de óxido da superfície das soldas de reparo a serem analisadas.

Para a determinação das tensões residuais de reparo na direção longitudinal foi usado um difratômetro de quatro círculos marca PANALYTICAL MRD-XL equipado com tubo de Cobalto e geometria de feixe paralelo e foi aplicado o método de $\text{sen}2\psi$ [32].

O ângulo Psi (ψ) foi variado usando ângulos igualmente espaçados em $\text{sen}2\psi$ cobrindo o intervalo de 0 a 0.9 em $\text{sen}2\psi$.

Visando o exposto acima, foi feita uma avaliação comparativa dos níveis de tensões residuais nas amostras mencionadas, optando pela realização ou não de pré-aquecimento e tratamento térmico de alívio de tensões após a realização das soldas em campo. As mesmas serão caracterizadas por metalografia e perfil de microdureza.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Microscopia ótica

As figuras 5.1.1 e 5.1.2 são micrografias correspondentes à amostra antes da recuperação por solda.

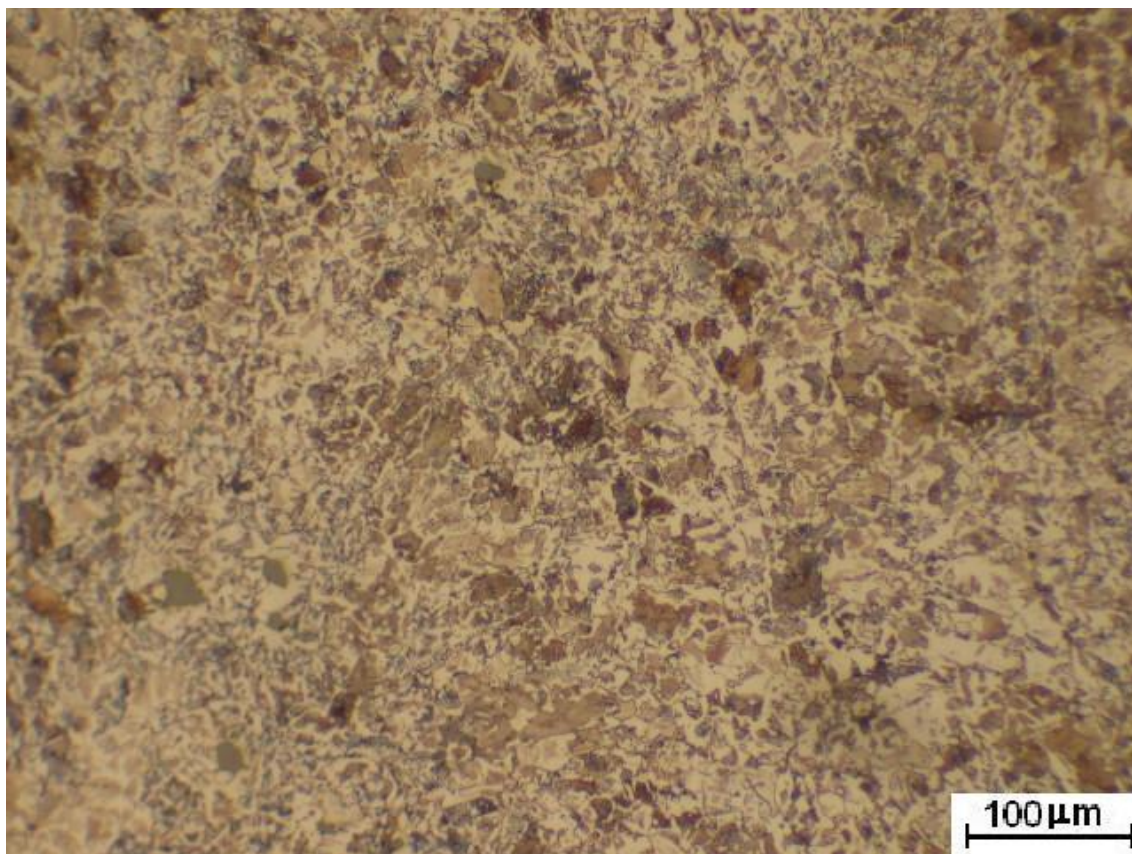


Figura 5.1.1 Imagem de microscopia ótica antes da solda com aumento de 100x – Perlita e Ferrita

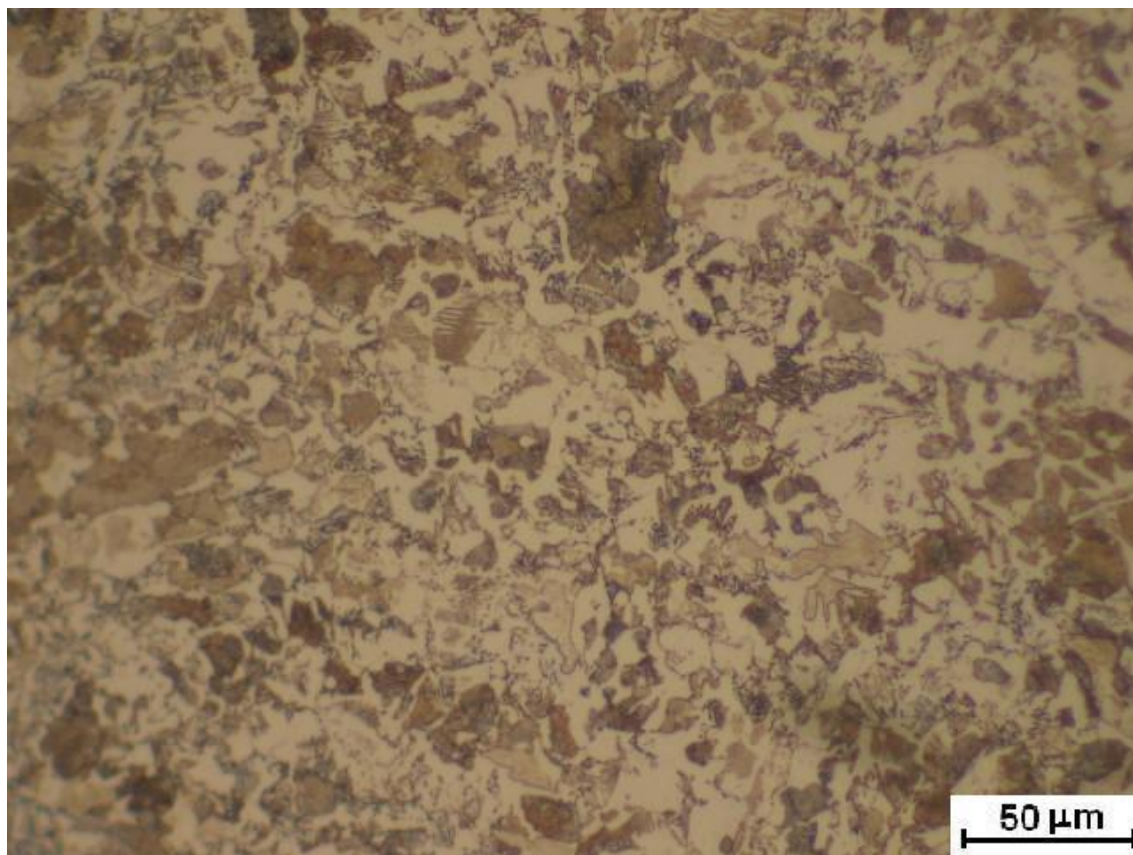


Figura 5.1.2 Imagem de microscopia ótica antes da solda com aumento de 200x – Perlita e Ferrita

A microestrutura observada é constituída de Perlita Lamelar e Ferrita, com granulação homogênea. Grãos ferríticos de tamanho 6 a 8, conforme orientação da norma ASTM E 112-13.

Através da composição química e das micrografias acima é possível aferir que o material avaliado é típico de aço de médio carbono, baixa liga, fundido, com tratamento térmico de normalização.

Já através das micrografias obtidas dos materiais recuperados por solda, podemos perceber que há diferença entre as zonas do metal de solda e do metal base nas amostras com o mesmo processo.

A Figura 5.1.3 mostra a microestrutura presente no metal base para a amostra sem pré-aquecimento, a qual é ferrítica / perlítica. Já na Figura 5.1.4 temos uma microestrutura de ferrita acicular, decorrente da composição do eletrodo.

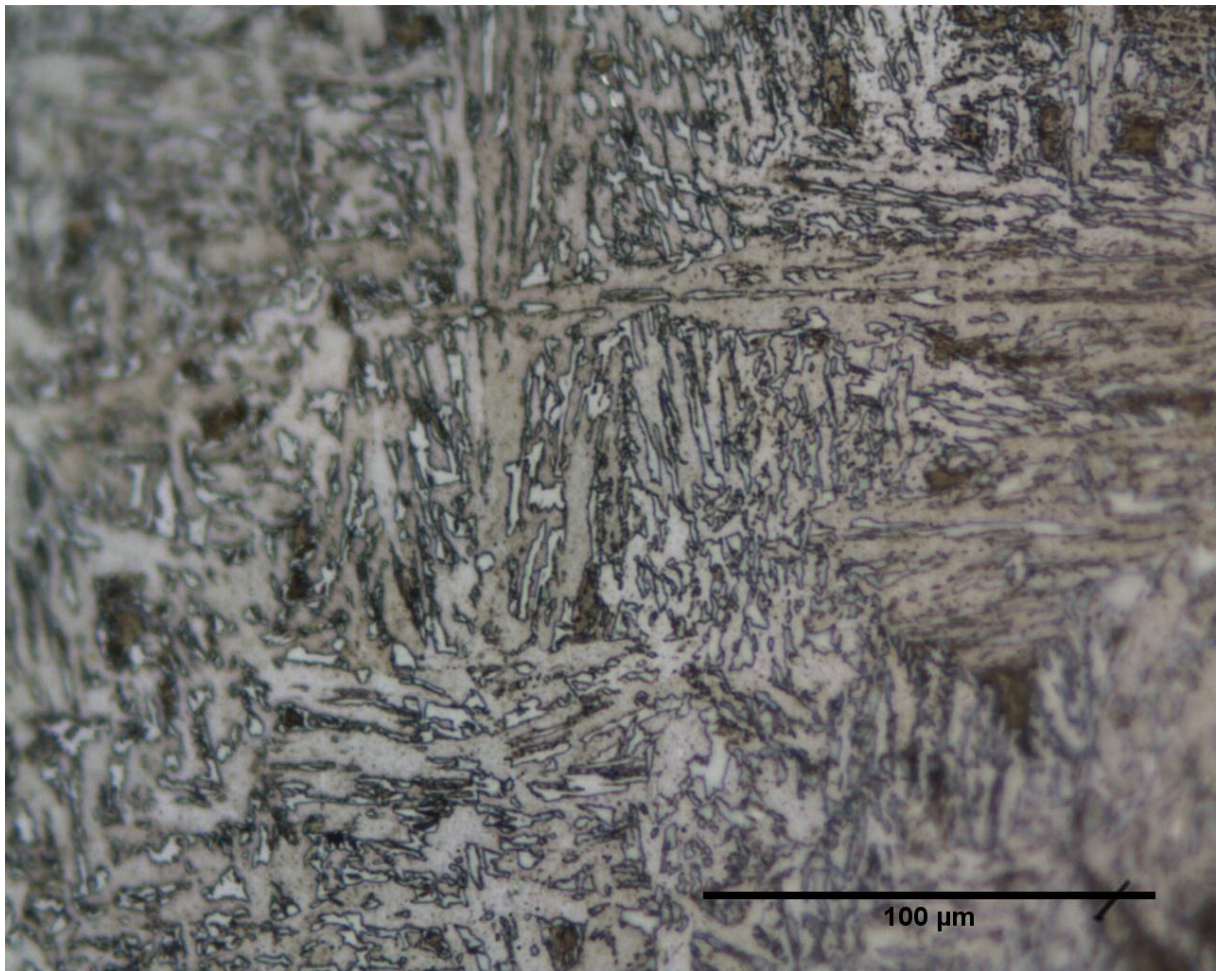


Figura 5.1.3 Região do metal base na amostra sem pré aquecimento. Aumento de 1000x.

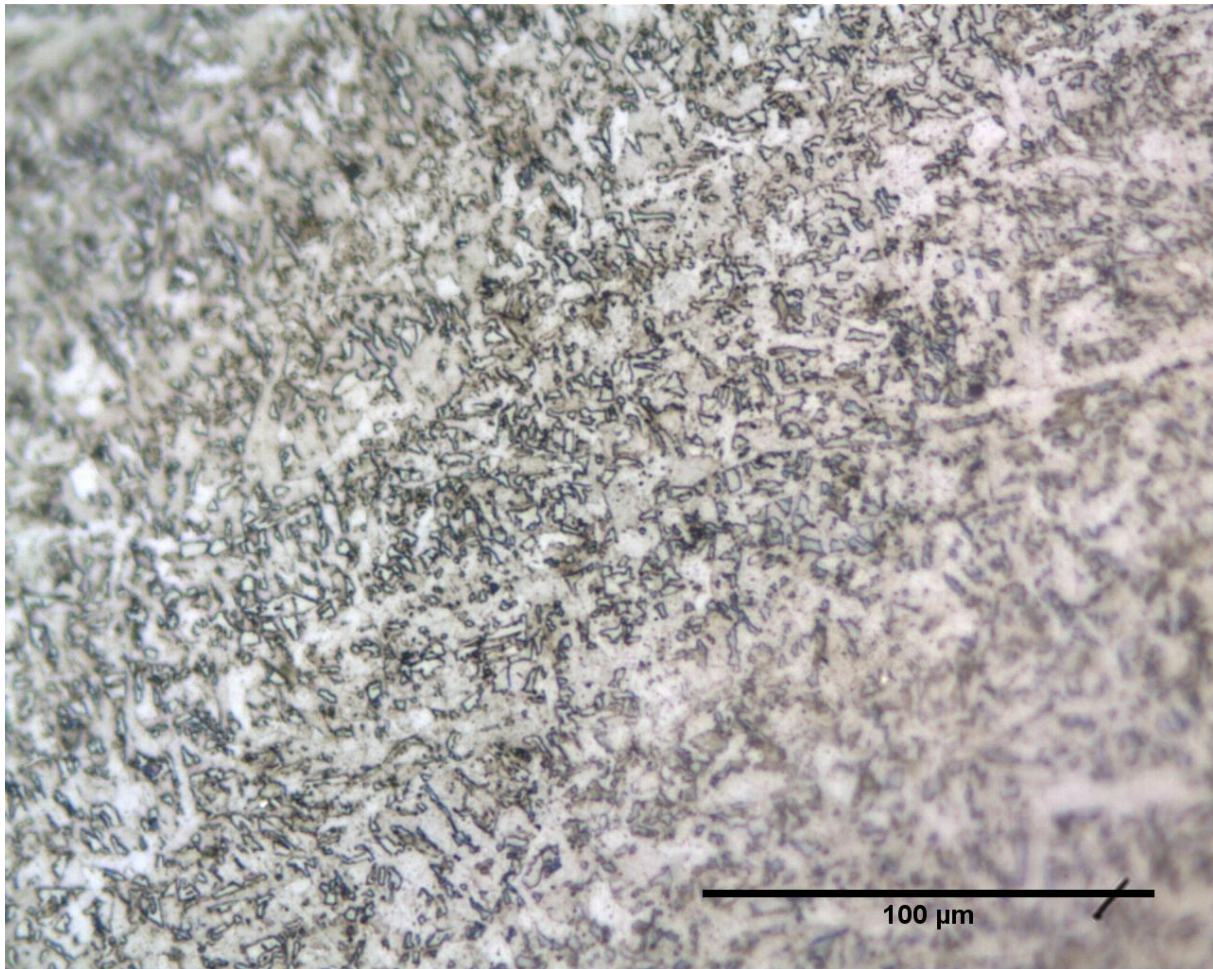


Figura 5.1.4 Região do metal de solda na amostra sem pré aquecimento. Aumento de 1000x.

Na Figura 5.1.5 podemos ver que há na região do metal base uma microestrutura típica de um aço hipoeutetóide, com a fase ferrita presente concentrada em algumas regiões, e em outras no microconstituente perlita. Isso mostra que com o pré aquecimento, esta região não atinge durante o processo de soldagem uma temperatura e uma taxa de resfriamento necessárias para o início de transformação martensítica. Já na Figura 5.1.6, mesmo com o pré-aquecimento, a microestrutura de ferrita acicular permanece, tendo em vista a composição do eletrodos utilizado para a recuperação por solda.

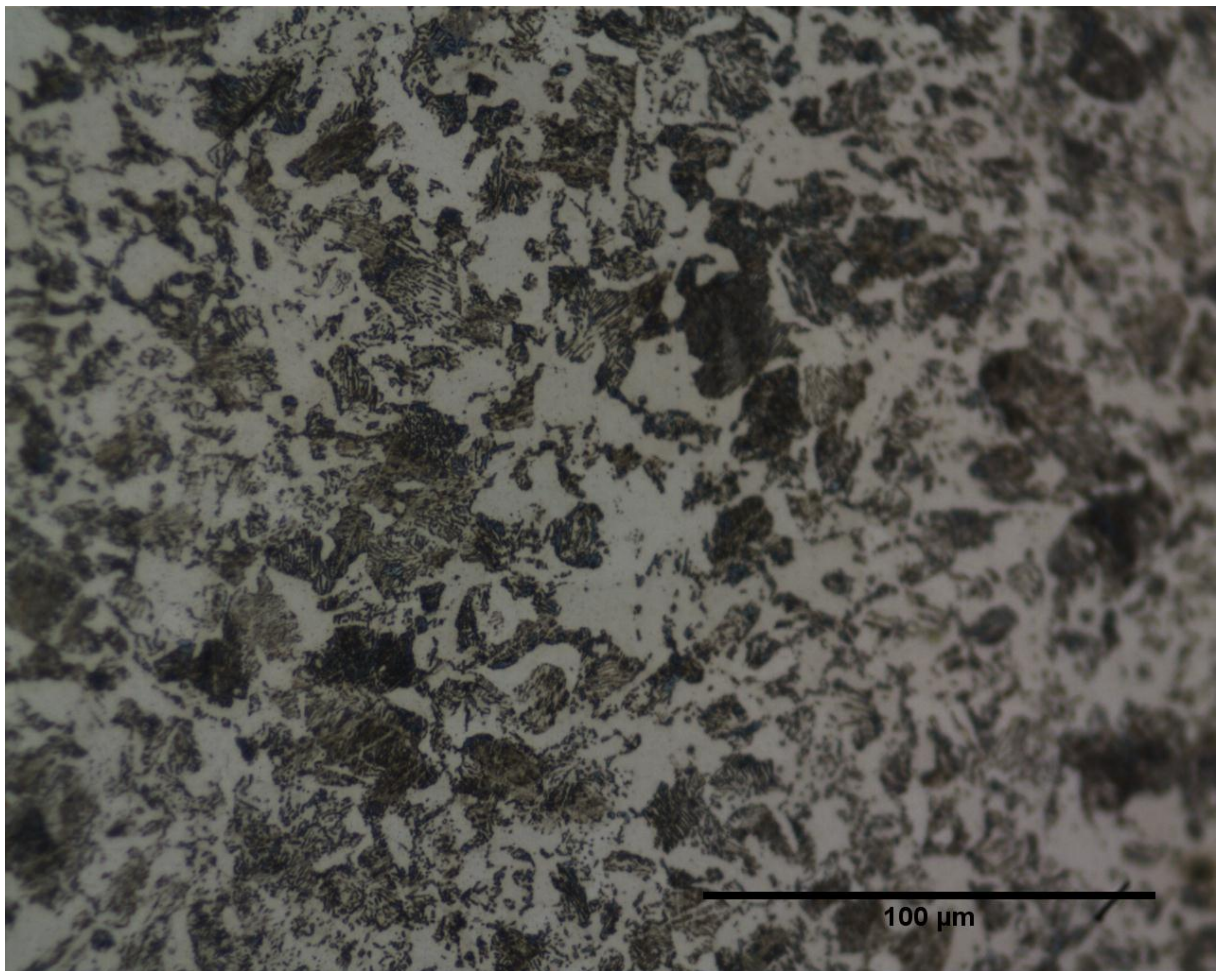


Figura 5.1.5 Região do metal base na amostra com pré aquecimento. Aumento de 500x.

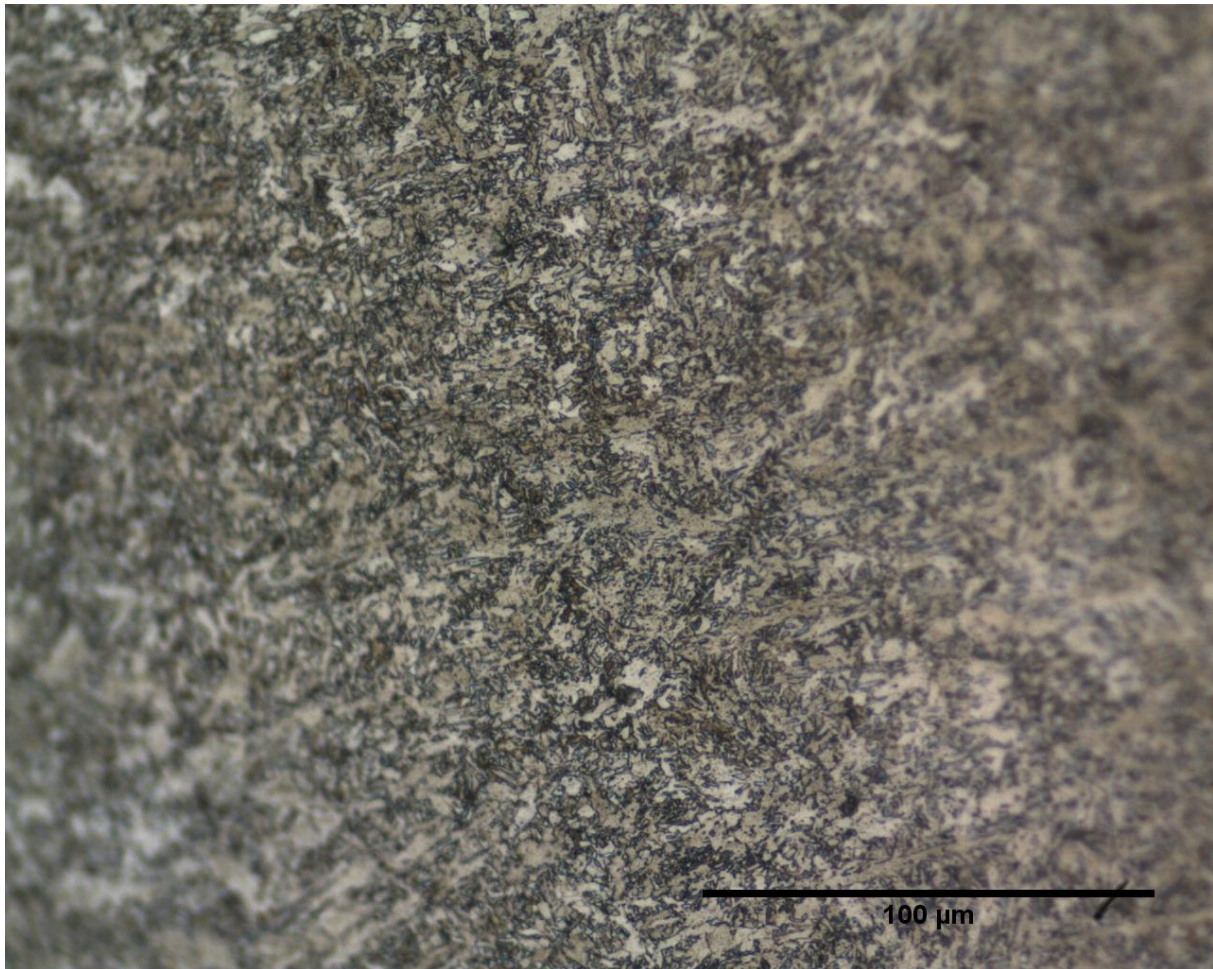


Figura 5.1.6 Região do metal de solda na amostra com pré aquecimento. Aumento de 500x.

Nas Figuras 5.1.7 e 5.1.8 temos a amostra que foi submetida a um pré-aquecimento e a um tratamento térmico de alívio de tensões. A Figura 5.1.7 mostra a região do metal base, cuja microestrutura é caracterizada por agulhas que correspondem ao microconstituente bainita. Já a Figura 5.1.8 exibe a região do metal de solda, na qual a microestrutura permanece como de ferrita acicular, devido à composição do eletrodo.

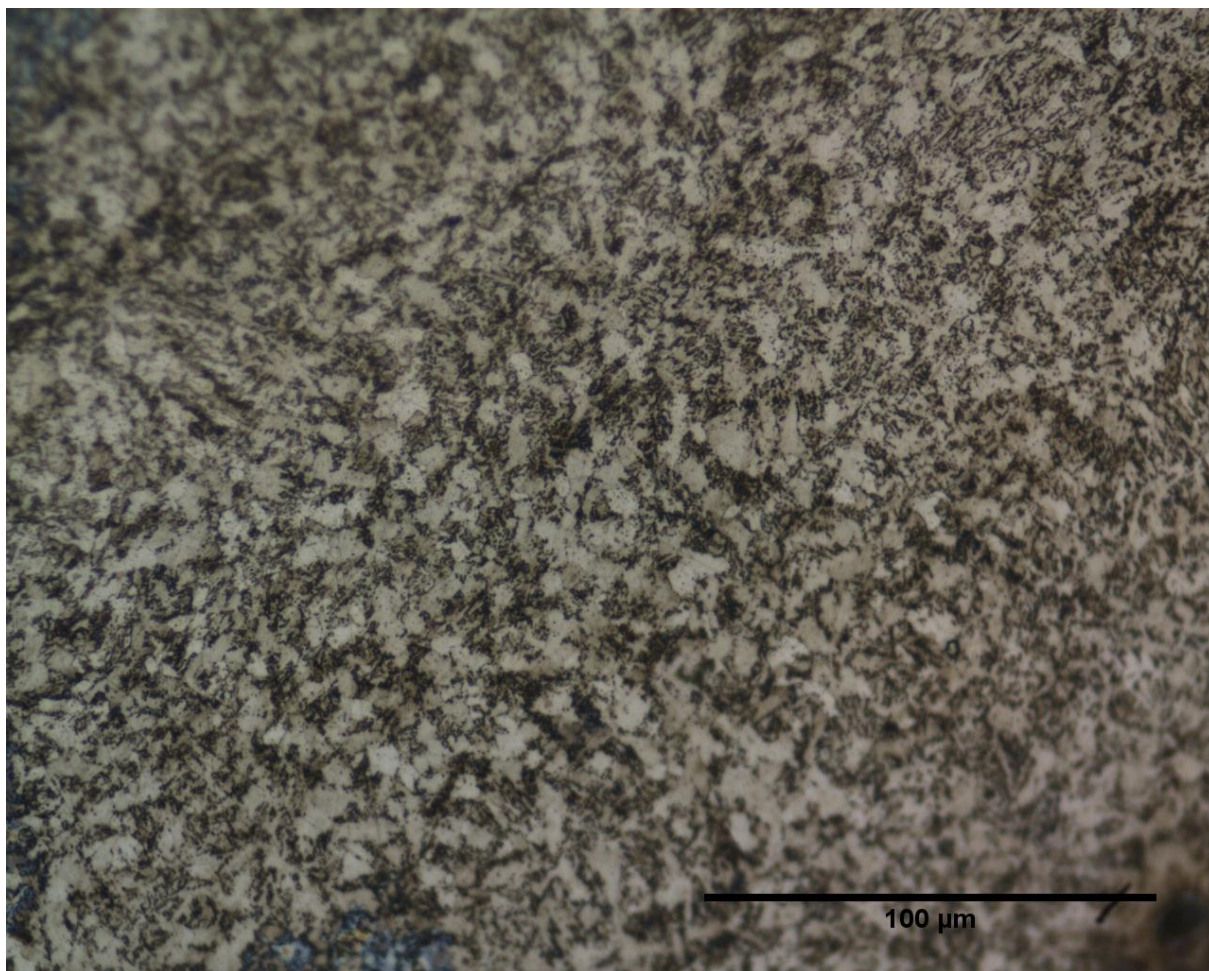


Figura 5.1.7 Região do metal base na amostra com de pré aquecimento e tratamento de alívio de tensões. Aumento de 500x.

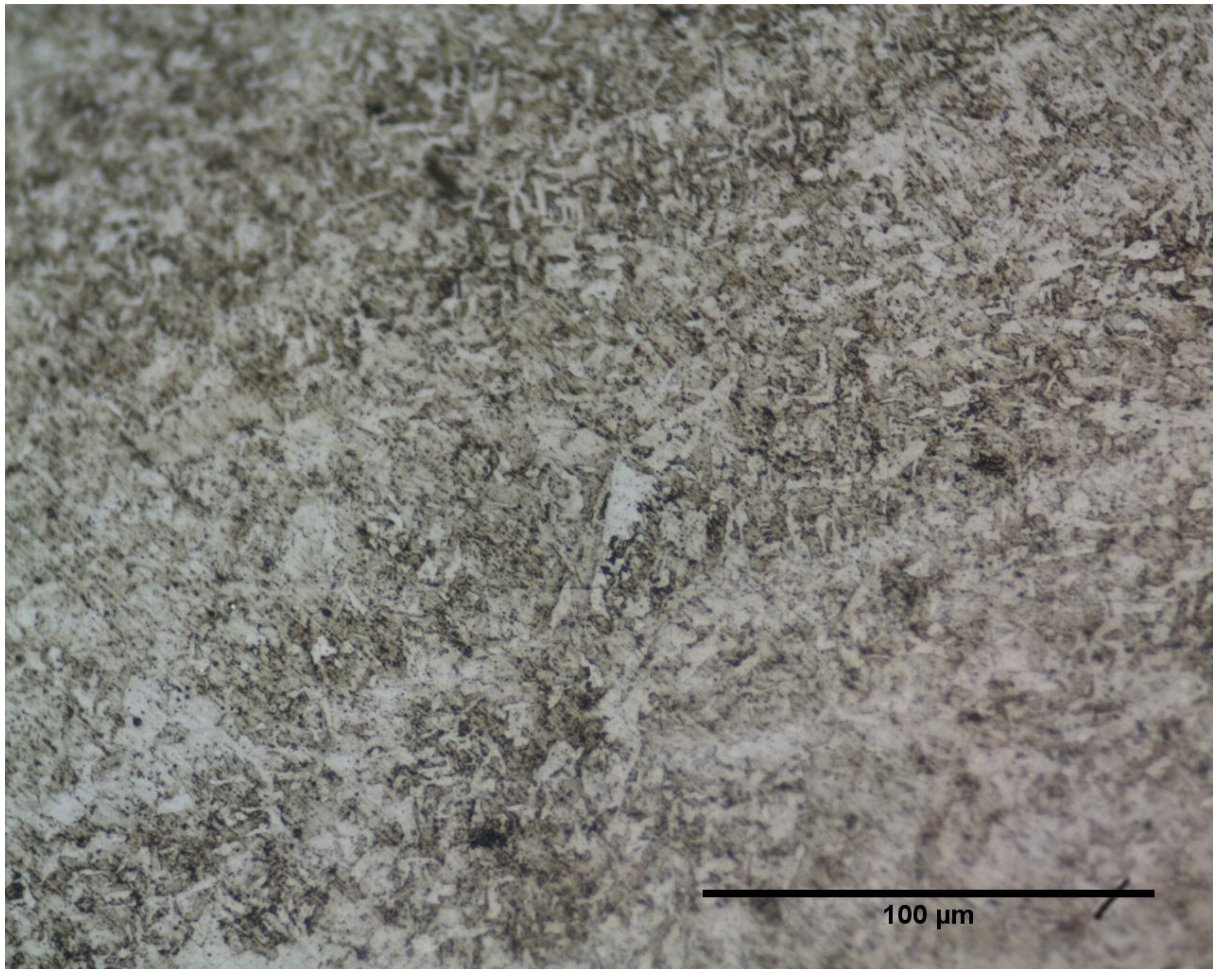


Figura 5.1.8 Região do metal de solda na amostra com de pré aquecimento e tratamento de alívio de tensões. Aumento de 500x.

5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Nas micrografias obtidas através do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), podemos comparar que existe uma quantidade diferente de pequenos glóbulos, bem como em seus tamanhos e morfologias. Estes glóbulos podem estar relacionados com o nível de tensão residual presente em cada uma das amostras, já que elas certamente estão em quantidades diferentes em cada uma delas. Na Figura 5.2.1 é ilustrada a micrografia de MEV em sinal BSE (elétrons retroespalhados) na amostra (A) sem pré aquecimento, em baixa magnificação com a visão geral da zona fundida com o primeiro (à esquerda) e o segundo passe de solda (à direita). Nas Figuras 5.2.2 e 5.2.3 são mostradas imagens de MEV em sinal BSE nas amostras (B) com pré aquecimento, com

grãos de ferrita ($\text{Fe-}\alpha$) e perlita; e na zona fundida sem pré aquecimento, mostrando microestrutura tipicamente martensítica.

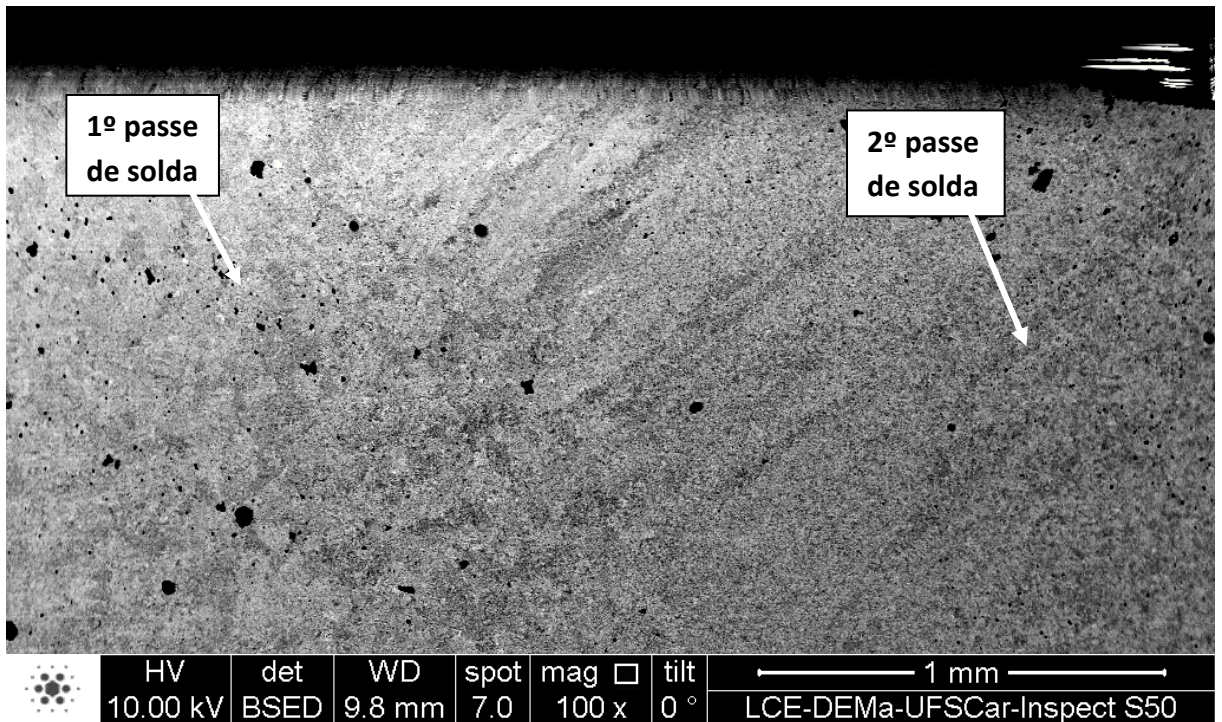


Figura 5.2.1 Micrografia obtidas através de MEV em sinal BSE na amostra (A) sem pré aquecimento, mostrando em baixa magnificação a visão geral da zona fundida com o primeiro passe de solda (à esquerda) e o segundo passe de solda (à direita).

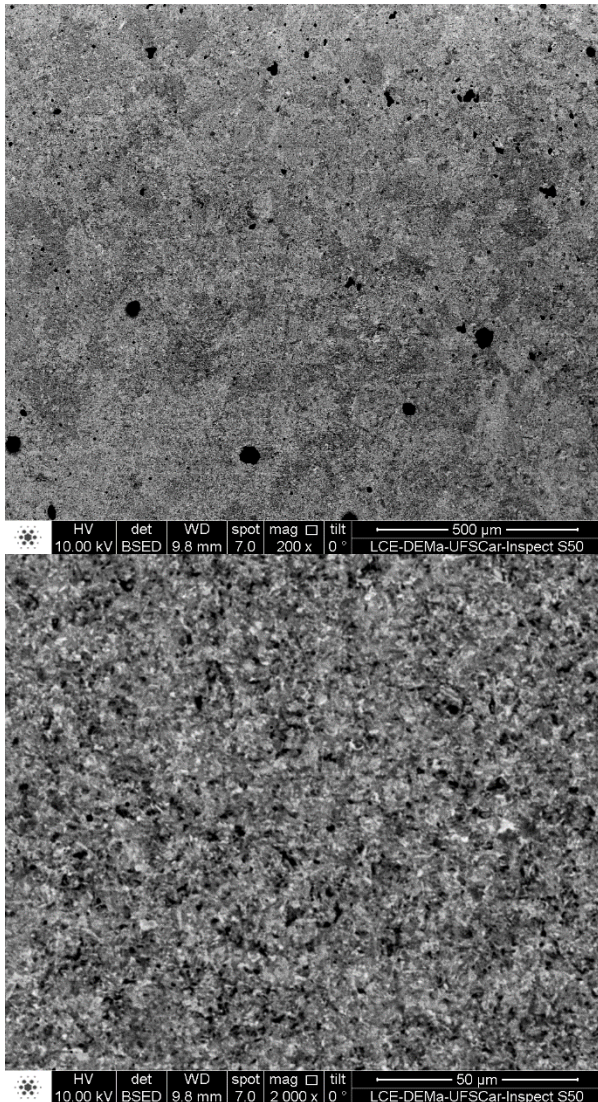


Figura 5.2.2 Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE nas amostras (B) com pré aquecimento, com microestrutura de grãos de ferrita ($Fe-\alpha$) em meio ao microconstituente perlita em a) menor aumento e b) em detalhe.

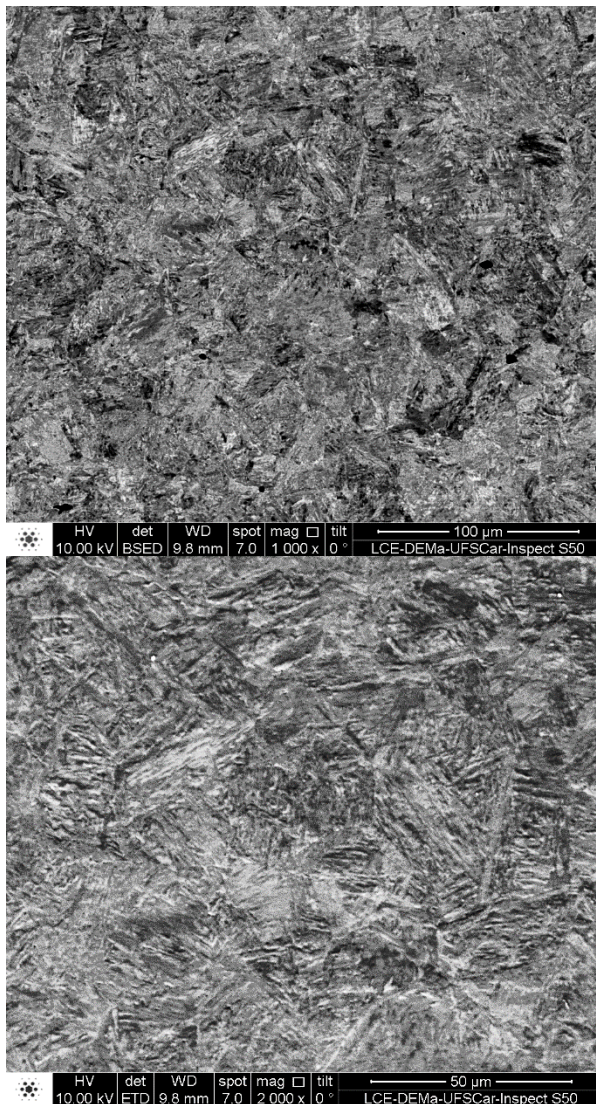


Figura 5.2.3 Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE na amostra (A) na zona fundida sem pré aquecimento, mostrando microestrutura martensítica em a) menor aumento e b) em detalhe.

Na Figura 5.2.4: temos a amostra que foi submetida a um pré-aquecimento e a um tratamento térmico de alívio de tensões. Já a Figura 5.2.4 exibe a região do metal de solda, na qual a microestrutura permanece como de ferrita acicular, devido à composição do eletrodo.

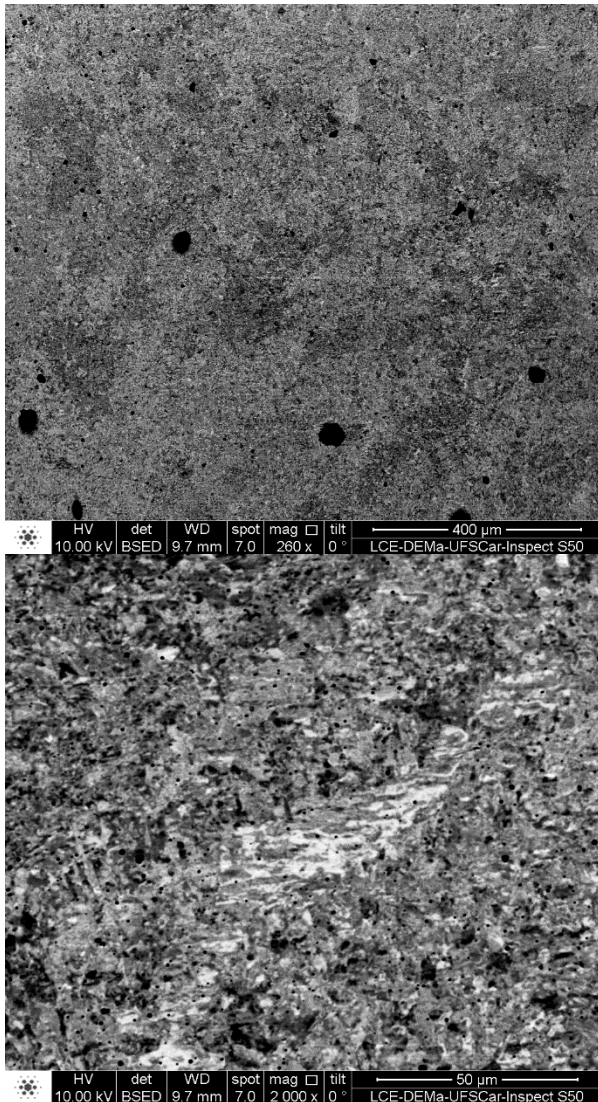


Figura 5.2.4 Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE nas amostras (C) com pré aquecimento e alívio de tensões, com microestrutura de ferrita acicular em a) menor aumento e b) em detalhe.

Na Figuras 5.2.5 temos a amostra que foi submetida a um pré-aquecimento e a um tratamento térmico de alívio de tensões. A Figura 5.2.5 mostra a região do metal base, cuja microestrutura é caracterizada por agulhas que correspondem ao microconstituente bainita e a Figura 5.2.6 exige a microestrutura da ZTA.

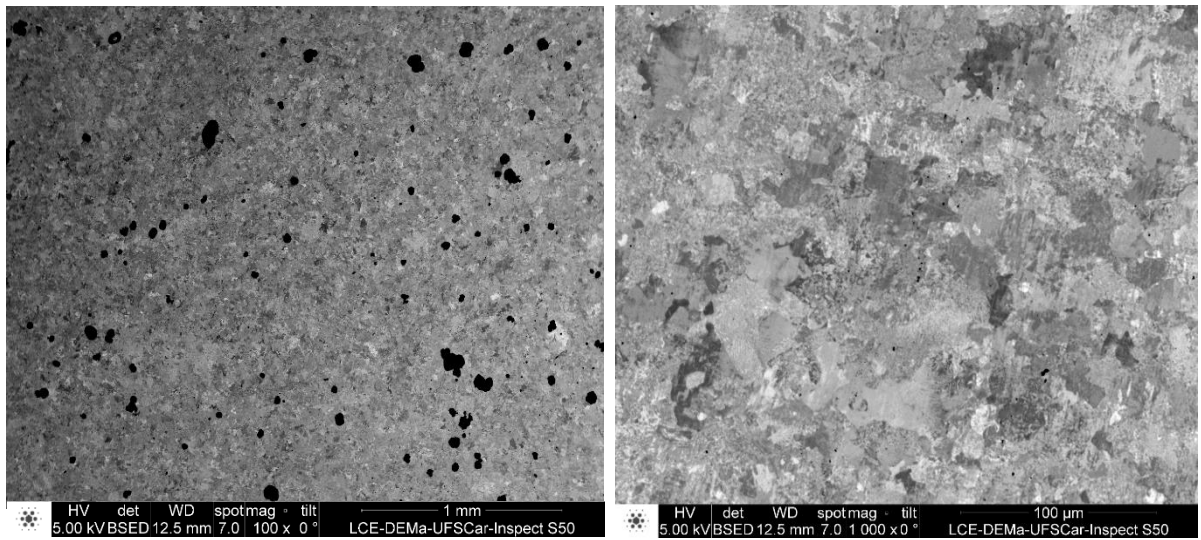


Figura 5.2.5 Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE nas amostras mostrando a microestrutura geral do metal de base (MB) a) menor aumento e b) em detalhe.

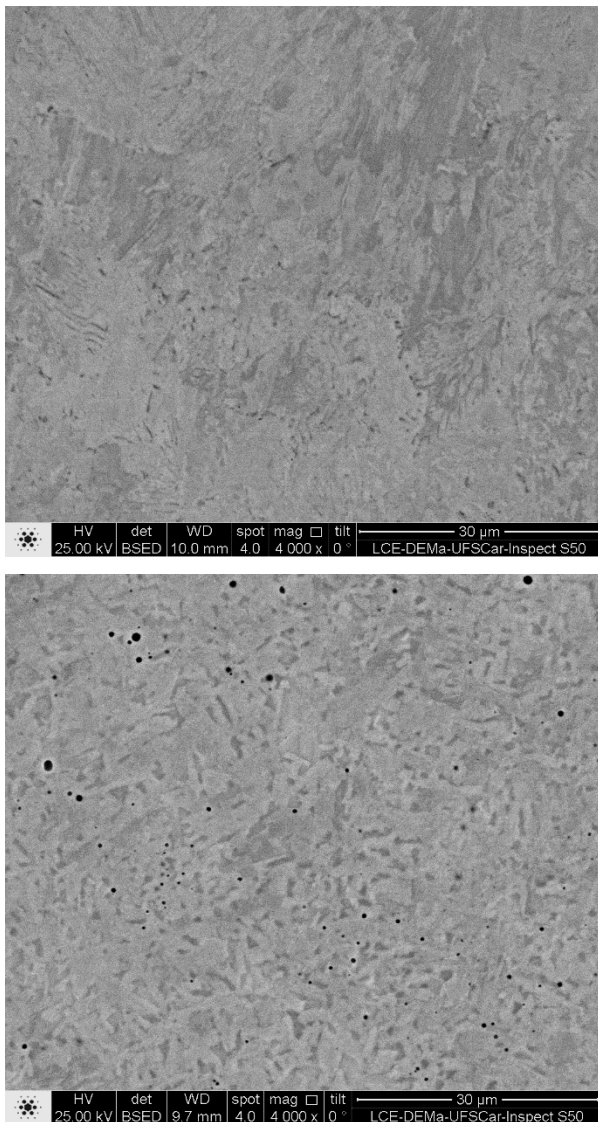


Figura 5.2.6 Micrografias obtidas através de MEV em sinal BSE nas amostras na zona termicamente afetada, ZTA (A) sem pré aquecimento, (B) com pré aquecimento.

5.3 Perfil de microdureza Vickers

As medidas de microdureza foram feitas em um perfil linear partindo da extremidade da região do metal base para a extremidade do metal de solda. É importante ressaltar que nesse experimento foi feita uma só medida em cada ponto da linha, o que não é adequado quando se trata de resultados que variam muito, e por isso a importância de se fazer mais medidas para tentar minimizar a variação estatística das medidas.

De uma forma geral, a amostra sem pré aquecimento possui a maior microdureza em todo o perfil da linha do que as demais. As outras não podem ser diferenciadas por esta análise, devido ao cuidado estatístico que deve ser tomado.

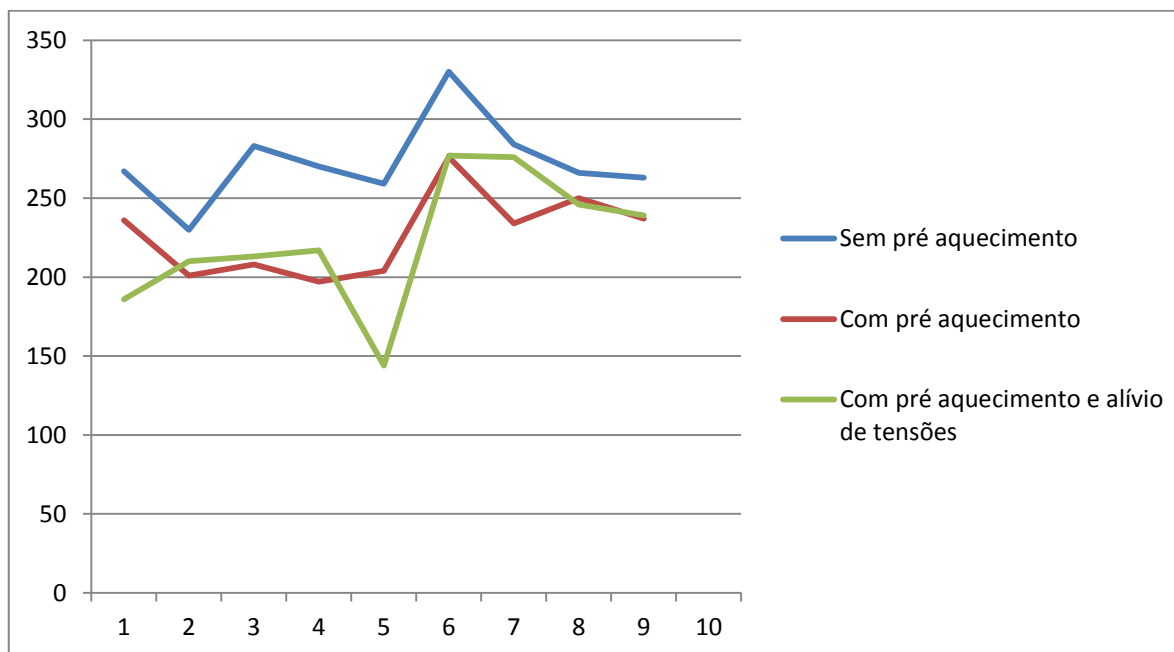


Figura 5.3.1 Gráfico da microdureza Vickers em função da distância da extremidade do metal base.

Muitos estudos concluíram que quando o pré-aquecimento é aplicado ao aço, a taxa de resfriamento diminui, reduzindo a possibilidade de trincas induzidas pelo hidrogênio, as tensões de contração e a dureza na ZTA.

5.4 Difração de Raios-x

Através da Difração de Raios-x, não podemos concluir sobre o nível de austenita (Fe- γ) presente em cada uma das amostras, já que em todas ele é muito baixo, com praticamente nenhum pico definido em todas elas. Em relação aos picos de ferrita (Fe- α), existe uma diferença entre os picos das amostras em $2\theta = 45^\circ$ (aproximadamente), já que na amostra sem pré aquecimento o pico sugere uma menor cristalinidade que as demais amostras.

Já no caso das amostras com pré aquecimento, e taxa de resfriamento menor, os picos maiores sugerem uma cristalinidade maior, que diz respeito à maior porcentagem de ferrita.

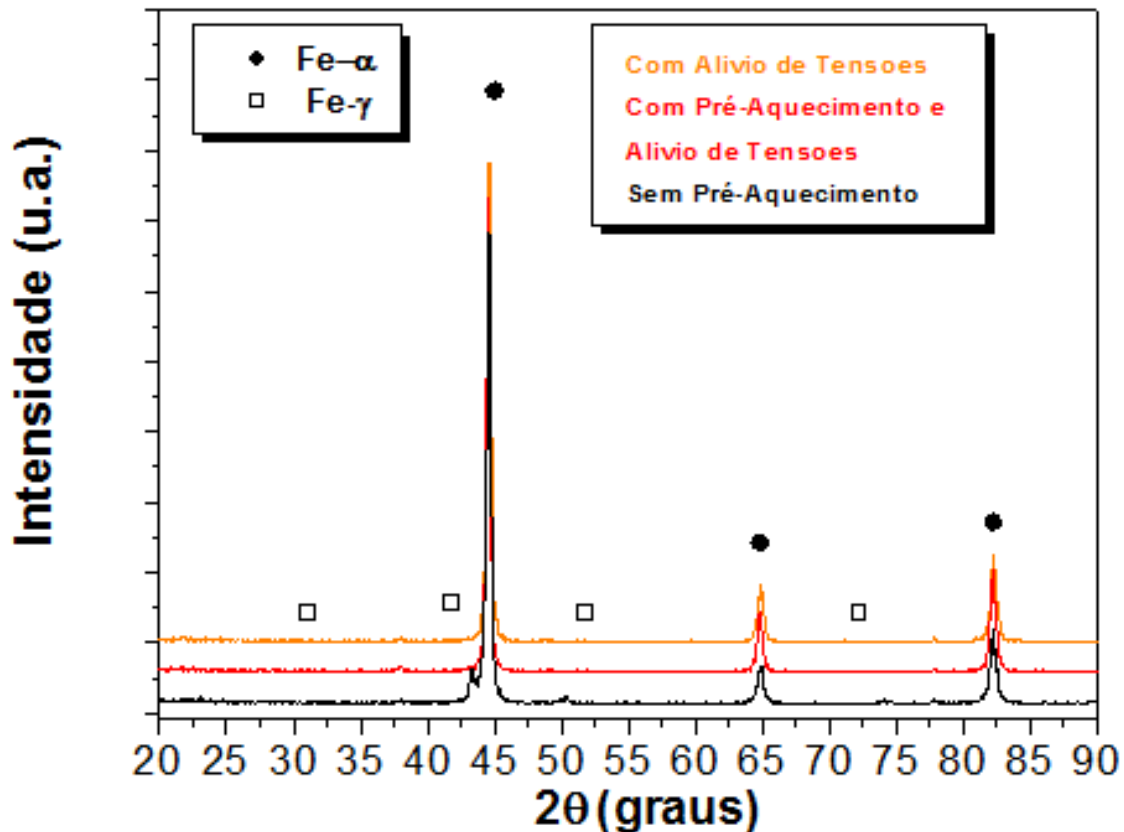


Figura 5.4.1 Difração de raios-x das três amostras: sem pré aquecimento, com pré aquecimento e com pré aquecimento e alívio de tensões a 630°C por 60 minutos.

5.5 Análise de tensões residuais

A Figura 5.5.1 ilustra as medidas de tensão residual nas amostras. As tensões de reparo na superfície de todos os cordões de solda são de origem trativa. Pode-se inferir ainda que o pré-aquecimento e a combinação dele com um TT posterior reduzem os níveis de tensão longitudinal e transversal nos cordões. Isso ocorre devido ao fato da taxa de resfriamento ser menor, fazendo com que haja um tempo maior para que as tensões possam se acomodar. Já no caso da amostra sem pré aquecimento, como a taxa de resfriamento é

maior, não há tempo suficiente para as tensões se acomodarem, originando maiores tensões residuais.

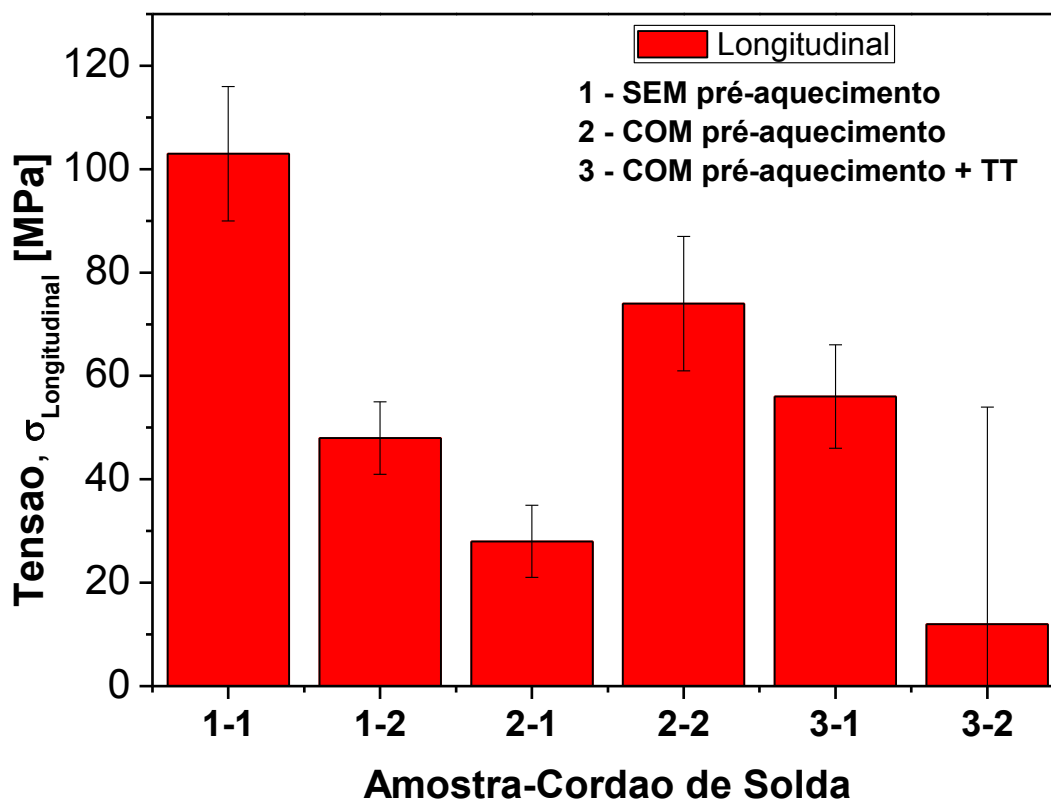


Figura 5.5.1 Medidas das Tensões Residuais para as amostras sem pré aquecimento, com pré aquecimento e com pré-aquecimento e alívio de tensões a 630°C por 60 minutos

Através do gráfico percebe-se que sempre ocorre uma variação do nível de tensão residual em relação aos cordões depositados em passes diferentes. Comparando o primeiro e segundo passes de solda, conclui-se que o cordão de solda depositado posteriormente gera um maior nível de tensão residual, enquanto que o primeiro cordão de solda depositado resultou em menor nível de tensão residual, pois sofre um tratamento térmico, similar a um TT de alívio de tensões, ao ser depositado o cordão subsequente. Já o tratamento térmico de alívio de tensões posterior à soldagem com pré-aquecimento não necessariamente diminui a tensão residual, com relação à soldagem com pré-aquecimento. Dependendo de como esse TT foi feito, pode ter sido aquecido só o cordão enquanto o interior da peça permaneceu frio.

Consequentemente voltariam a se formar tensões durante o resfriamento do TT.

6 CONCLUSÕES

A microestrutura presente no metal base é caracterizada por agulhas que correspondem ao microconstituente frágil bainita quando há o tratamento de alívio de tensões. Quando não há este tratamento, a microestrutura é ferrítica / perlítica. Já no metal de solda, devido à composição do eletrodo, temos uma microestrutura de ferrita acicular.

Nas análises de microdureza, a amostra sem pré aquecimento possui a maior microdureza (faixa de 250 a 325 HV) em todo o perfil da linha do que as demais (faixa de 150 a 275 HV). As outras não podem ser diferenciadas por esta análise, pois não houveram variações significativas estatisticamente. Isso deve-se ao pré-aquecimento que, quando aplicado ao aço, leva a uma diminuição da taxa de resfriamento, reduzindo a possibilidade de trincas induzidas pelo hidrogênio, as tensões de contração e na dureza na ZTA.

Não foi possível concluir através da DRX, a variação do nível de austenita retida (Fe- γ) presente em cada uma das amostras, já que em todas ele é muito baixo. Em relação à ferrita (Fe- α), existe uma diferença entre os picos das amostras em $2\theta = 45^\circ$ (aproximadamente), já que na amostra sem pré aquecimento o pico sugere menor nível de textura nesta direção do que as demais amostras.

Quanto as tensões residuais, pode-se concluir que:

O pré-aquecimento e a combinação dele com um tratamento térmico posterior reduzem os níveis de tensão residual longitudinal e transversal nos cordões;

Observa-se a ocorrência de uma tensão maior para um cordão do que para o outro. O cordão com maior tensão provavelmente é o que foi depositado posteriormente e o de menor deve ser o do primeiro passe e que teria sofrido um alívio de tensão quando da deposição subsequente;

O tratamento térmico posterior à soldagem com pré-aquecimento não necessariamente diminui a tensão residual, com relação à soldagem com pré-aquecimento. Dependendo de como esse tratamento térmico foi feito, é provável que tenha ocorrido o aquecimento apenas do cordão, enquanto o interior da peça permaneceu frio.

7 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

➤ Realizar estudos com amostras dos três casos com comprimentos de cordão de solda bem mais expressivos, e também amostras mais largas onde existe ZTA aos lados e até mesmo metal base. A qualidade dos resultados pode melhorar bastante.

➤ Realizar estudos com amostras maiores e mais favoráveis à análise de Tensões Residuais, permitindo medir um perfil das tensões longitudinal e transversal perpendicular aos cordões de solda.

➤ Avaliar a possibilidade de trabalhar com amostras com comprimentos dos cordões maiores. Neste trabalho, esses comprimentos estão muito pequenos, permitindo que a tensão longitudinal, que sempre é a mais relevante, também apareça em alguns casos até menor que a transversal.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. 2012.

[2] PUC RIO. **Técnicas de Medição de Tensões Residuais**. Disponível em: <http://www.lambda.maxwell.ele.pucrio.br/4411/4411_3.PDF>. Acesso em 22 Mar. 2014.

[3] JUNIOR, A. A. S. **Engrenagens cilíndricas de dentes retos**. Apostila para os Cursos: Sistemas Mecânicos e Elementos de Máquinas. Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Universidade Estadual de Campinas. 2003.

[4] KODA, F. **Estudo da fadiga de contato em engrenagens cilíndricas de dentes retos**. Dissertação (Mestrado), Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, 2009.

[5] DING, Y.; RIEGER, N. F. **Spalling formation mechanism for gears**, Wear, Vol. 254, pp 1307-1317, 2003.

[6] KIMINAMI, C.S.; CASTRO, W.B.; OLIVEIRA, M.F. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**, Blucher, São Paulo, 2013.

[7] FORTES, C. **Apostila Eletrodos Revestidos**. 2005. Disponível em: <http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901097rev0_ApostilaEletrodosRevestidos.pdf>. Acesso em 15 mar. 2014

[8] WIKIPEDIA. **SMAW Area Diagram**. Disponível em: <http://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/thumb/b/b6/SMAW_area_diagram.svg/2000px-SMAW_area_diagram.svg.png>. Acesso em 17 Out. 2014.

[9] MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. 2011.

[10] SURIAN, E.; DE VEDIA, L. **All-weld-metal design for AWS E10018M, E11018M and E12018M type electrodes**. Welding Journal, 78(6): pp. 217S-228S (1999)

[11] VERCESI, J.; SURIAN, E. **The effect of welding parameters on high-strength SMAW all-weld-metal — Part 1: AWS E11018M**. IIS-IIW Doc II-A-915-94. Welding Journal 75(6): 191-s to 196-s (1996)

[12] HORNBERGER, R. **Assuring Accurate Preheat Temperatures**. The American Welder, n. 16, Apr. 2007. Welding Journal, p.104-107.

[13] FORTES, C. **Apostila Metalurgia da Soldagem**. 2004. Disponível em:

<<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAex64AJ/apostila-metalurgia-soldagem>>. Acesso em 22 mar. 2014

[14] MODENESI, P. J.; STARLING, C. M. D.; ALÉ, R. M.; FARIA, A. V. **Soldabilidade do Aço USISAC350 na Construção Metálica**. 2010. Dissertação (Mestrado em Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais.

[15] MUKERJEE, D.; MEDIRATTA, S.R.; RAMASWAMY, V. **Dilatometric Study on Some Medium Carbon Constructional Steels**. Trans. of the Japan Insyt. of Metals, v.27, n.2, p.108-114. 1986.

[16] ASM HANDBOOK. **Vol. 04 Heat Treating**, ASM International The Materials Information Company, 1991

[17] ZHAO, J.C.; NOTIS, M.R. **Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations**. Materials Science and Engineering R15 (1995) 135-207.

[18] BLAIR, M.; STEVENS, T.L. **Steel castings handbook**. Steel Founders' Society of America and ASM International, 1995.

[19] FUNDERBURK, R.S. **A Look at Heat Input**. Welding Innovation, Vol.XVI, No.1, 1999

[20] AGLAN, H.; AHMED, S.; PRAYAKARAO, K.; FATEH, M. **Effect of Preheating Temperature on the Mechanical and Fracture Properties of Welded Pearlitic Rail Steels**. Engineering, Vol. 5 No. 11, 2013, pp. 837-843.

[21] SHIA, Y.; HAN, Z. **Effect of Weld Thermal Cycle on Microstructure and Fracture Toughness of Simulated Heat-Affected Zone for a 822 MPa Grade High Strength Low Alloy Steel**. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 207, No. 1-3, 2008, pp. 30-39.

[22] GLOVER, A.G.; MCGRATH, J.T.; TINKLER, J.; WEATHERLY, G.C. **The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructure in a carbon/manganese and an HSLA steel**. Welding journal 56(9):267-s. 1977.

[23] COLEGROVE, P.; IKEAGU, C.; THISTLETHWAITE, A.; WILLIAMS, S.; NAGY, T.; SUDER, W.; STEUWER, A.; PIRLING, T. **The welding process impact on residual stress and distortion**. Science and Technology of Welding and Joining, 2009, Vol 14 (8), p.717-725

[24] FITZPATRICK, M.E.; LODINI, A. **Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation**. 2003 Taylor & Francis.

- [25] WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. **Overview - Residual Stress Part 1 - Measurement techniques**. Materials Science and Technology, 17, 355 (2001)
- [26] MODENESI, P. J. **Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico**. 2008. Dissertação – Universidade Federal de Minas Gerais, Pampulha, 2008. Disponível em: http://www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/tensao_residual.pdf. Acesso em 15 Mar. 2014.
- [27] PREVÉY, P. S. **X-ray Diffraction Residual Stress Techniques**. Metals Handbook 10. Metals Park: American Society for Metals, 1986.
- [28] CALLISTER, W. D, Jr. **Materials Science and Engineering: An introduction**. 7 ed. New York: John Wiley & Sons, 2007.
- [29] FITZPATRICK, M.E.; FRY, A.T. “**Measurement Good Practice Guide No. 52**”, Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2. UK, 2005.
- [30] PAGEL-NITSCHKE, T. **Application of Diffraction Methods for the Residual Stress Determination in Welded joints**. In: PRESSURE VESSELS AND PIPING CONFERENCE. 2009. Praga
- [31] MADHUSUDHAN, G.; RAMANA, R. P. V. **Influence of filler material composition on residual stress distribution of dissimilar gas tungsten arc weldments of ultrahigh strength steels**. Science and Technology of Welding and Joining, 2011.
- [32] HAUK, V. **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods**, Elsevier, Amsterdam, 1997.