



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO COMPARATIVO DAS TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS
PELAS TÉCNICAS DE MEDIÇÃO POR COORDENADAS E DIFRAÇÃO DE
RAIOS-X

TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO PARA A
OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

AUTOR: Aníbal Veras de Siqueira Filho

ORIENTADOR: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira - UFPE

CO-ORIENTADOR: Prof. Dr. Tiago Leite Rolim - UFPE

RECIFE, FEVEREIRO DE 2012

9

Bibliotecária: Rosineide Mesquita Goncalves Luz / CRB4-1361 (BCTG)

S618e Siqueira Filho, Aníbal Veras de.

Estudo comparativo das tensões residuais em juntas soldadas pelas técnicas de medição por coordenadas e difração de raios-x / Aníbal Veras de Siqueira Filho. – Recife: O Autor, 2012.

xi, 86f., il., figs., gráfs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.

Co-Orientador: Prof. Dr. Tiago Leite Rolim.

Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG.

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2012.

Inclui Referências e Anexos.

1. Engenharia Mecânica. 2. Tensões Residuais. 3. Método de Medição por Coordenadas. 4. Difração de Raios-x. I. Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti (Orientador). II. Rolim, Tiago Leite (Co- Orientador) II. Título.

"ESTUDO COMPARATIVO DAS TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS SOLDADAS PELAS
TÉCNICAS DE MEDIÇÃO POR COORDENADAS E DIFRAÇÃO
DE RAIOS-X"

ANÍBAL VERAS DE SIQUEIRA FILHO

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR
EM ENGENHARIA MECÂNICA

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

Prof. Dr. ~~RICARDO~~ ARTUR SANGUINETTI FERREIRA
ORIENTADOR/PRESIDENTE

Prof. Dr. TIAGO LEITE ROLIM
CO-ORIENTADOR

Prof. Dr. ~~SEVERINO~~ LEOPÓLDO URTIGA FILHO
COORDENADOR DO PROGRAMA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. ~~RICARDO~~ ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)

Prof. Dr. TIAGO LEITE ROLIM (UFPE)

Prof. Dr. YOGENDRA PRASAD YADAVA (UFPE)

Prof. Dr. ~~JOSE~~ MARIA ANDRADE BARBOSA (UFPE)

Prof. Dr. ~~FRANCISCO~~ ILO BEZERRA CARDOSO (UPE)

Prof. Dr. THEOPHILO MOURÁ MACIEL (UFPG)

“O objetivo supremo de todas as ciências é abranger o maior número de fatos empíricos por dedução lógica, partindo do menor número de hipóteses ou axiomas”.

Dr. Albert Einstein

AGRADECIMENTOS

A Deus.

A minha esposa filhos e família, por serem à base de tudo em minha vida.

Ao meus orientadores, os professores Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira e Dr Tiago leite Rolim, por tudo que me ensinaram como orientadores e como pessoas.

À Universidade Federal de Pernambuco (UFPE) e seus colaboradores, por me darem estrutura e conhecimento para a realização deste trabalho científico.

Ao professores de Pós-Graduação do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE, pelos conhecimentos compartilhados.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Pernambuco.

Aos colegas da Pós-Graduação do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE, pelos conhecimentos compartilhados.

Ao Estaleiro Atlântico Sul do Cabo de Santo Agostinho PE, pelo fornecimento dos corpos de prova.

Ao soldador Genildo Ferreira da Silva, por soldar os corpos de prova.

Ao departamento de Física da UFPE pelos ensaios microscópicos.

Ao departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande - UFCG, por realizar as medições com o equipamento de raios-X portátil.

À FACEPE (Fundação de Amparo à Ciência e Tecnologia do Estado de Pernambuco) pelo apoio financeiro.

RESUMO

A soldagem na metalurgia atual vem sendo cada vez mais necessária em função da evolução industrial para atender uma sociedade cada vez mais exigente. O conhecimento do nível de tensões residuais gerados no processo de soldagem é sobretudo um fator de segurança para evitar problemas de acidentes e desgastes, em peças de engenharia. Neste trabalho esta sendo proposto um novo método de avaliação do nível destas tensões residuais. As tensões residuais (TR) de uma junta soldada do aço naval ASTM AH-32 foram medidas a partir da extensão do deslocamento de pontos mapeados numa máquina de medição por coordenadas (MMC) e por difração de raios-X (DR-X), onde os resultados das tensões residuais foram bastante próximos, apresentando comportamento semelhante. Para todos os ensaios, a soldagem foi realizada pelo processo SMAW (manual) utilizando eletrodo revestido AWS E7018 na posição G3 ascendente, por um soldador qualificado e pelo processo SAW (automático), com o objetivo de verificar se há influência do fator humano. Os corpos de prova foram soldados e depois foram marcados pontos (em grafite) sobre os quais se mediu as tensões residuais por difração de raios-X. Depois de medidas as tensões por DR-X foram feitos furos sobre os pontos (3,12 mm de diâmetro x 2,00 mm de profundidade) cujas coordenadas foram mapeadas numa máquina de medir por coordenadas. Depois de medidas as tensões residuais, as juntas soldadas foram submetidas a um tratamento térmico para alívio de tensões (recozimento parcial a 680°C, por 30 minutos). Depois de aliviadas as tensões, mediram-se na máquina de medição por coordenadas os deslocamentos sofridos pelos furos previamente mapeados. Baseado nos deslocamentos sofridos, as tensões residuais foram calculadas e comparadas às medidas da DR-X para validação desta nova metodologia de medição. Os resultados obtidos pela técnica de medição por coordenadas (MMC) mostraram uma boa correlação com DR-X, principalmente no sentido longitudinal. Os aspectos morfológicos da junta soldada do aço ASTM AH32 foram analisados antes e após tratamento térmico para alívio de tensões. A evolução microestrutural produzida pela plastificação e pelo alívio de tensões subsequente foi observada e analisada por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para caracterização microestrutural foram preparados corpos de prova por metalografia tradicional nas condições de soldados e tratados e as análises microestruturais foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura. Baseados nas análises morfológicas, os resultados mostraram a eficácia do tratamento para alívio das tensões residuais e, a partir das quais, os efeitos da plastificação / restauração parcial da microestrutura foram evidenciados.

Palavras-Chave: Tensões Residuais, Método de Medição por Coordenadas, Difração de Raios-X.

ABSTRACT

The current welding metallurgy has been increasingly necessary in the light of an industrial society to meet increasingly demanding. Knowing the level of residual stresses generated in the welding process is primarily a factor of safety to avoid accidents and wear problems in engineering parts. In this work we proposed a new method for assessing the level of these residual stresses. Residual stresses (TR) of a welded joint steel ship ASTM AH-32 were measured from the extension of the displacement of mapped points in a coordinate measuring machine (MMC) and X-ray diffraction (DR-X) where the results of the residual stresses were very similar, showing similar behavior. For all tests, the welding process was carried out by SMAW (manual) using coated electrode AWS E7018 at position G3 upward by a certified welder and the SAW process (automatic), in order to check the influence of human factor. The specimens were welded and then points were scored (graphite) on which the residual stresses measured by X-ray diffraction. After voltages measured by X-DR holes were made on the points (3.12 mm diameter $\times$ 2.00 mm thickness) whose coordinates are mapped in a machine for measuring coordinates. After the residual stress measurements, the welded joints underwent a heat treatment for stress relief (partial annealing at 680 ° C for 30 minutes). After relieved tensions were measured in the machine for measuring coordinates the displacement suffered by holes previously mapped. Based on the displacements suffered, the residual stresses were calculated and compared to measurements of the DR-X for validation of this new measurement methodology. The results obtained by the coordinate measuring technique (MMC) showed a good correlation with DR-X, mainly in the longitudinal direction. The morphology of the welded joint of steel ASTM AH32 were analyzed before and after heat treatment for stress relief. The microstructural changes produced by laminating and the subsequent stress relief was observed and analyzed by scanning electron microscopy (SEM). For microstructural characterization specimens were prepared by traditional metallography in treated and welded conditions. The microstructural analyzes were performed by scanning electron microscopy. Based on morphological analyzes, the results showed the effectiveness of treatment for relief of residual stresses, and from which the effects of plastification / partial restoration of the microstructure were observed.

Key-words: Residual Stresses, Coordinate Measuring Method, X-ray Diffraction.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Motivação.....	1
1.2 Objetivos.....	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Soldagem.....	3
2.1.1 Soldagem com Eletrodo Revestido.....	4
2.1.2 Soldagem por Arco Submerso.....	5
2.2 Tensões Residuais.....	10
2.2.1 Classificação e Origem das Tensões Residuais.....	10
2.2.2 Tensões Residuais Devido ao Processo de Soldagem.....	13
2.3 Métodos de Medições de Tensões Residuais.....	16
2.3.1 Método do Furo Cego.....	16
2.3.2 Método de Difração de Raio-X.....	20
2.4 Máquina de Medir por Coordenadas.....	29
2.4.1 Princípio da Medição por Coordenadas.....	29
2.4.2 Composição Básica de uma Máquina de medir por Coordenadas.....	29
2.5 Evolução Microestrutural.....	31
2.5.1 Evolução Micro Estrutural durante a Deformação.....	31
2.5.2 Fatores que Afetam a Microestrutura do Metal Deformado.....	32
2.5.3 Microestrutura da Zona Fundida (ZF).....	33
2.5.4 Microestrutura da Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	36
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	38
3.1 Introdução.....	38
3.1.1 Metal de Base.....	38
3.1.2 Consumíveis de Soldagem.....	39
3.2 Métodos.....	39
3.2.1 Equipamentos, Processos e Parâmetros de Soldagem.....	39
3.2.2 Procedimento de Soldagem.....	40
3.2.3 Ensaios pelo Método de Difração de Raios-X.....	42
3.2.4 Procedimento de Marcação para a Medição por Coordenadas.....	45
3.2.5 Procedimento de Tratamento Térmico.....	46
3.2.6 Ensaios pelo Método de Medição por Coordenadas.....	46

3.2.7 Caracterização Macroestrutural e Microestrutural.....	47
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	49
4.1 Resultados.....	49
4.1.1 Análise com DSC.....	49
4.1.2 Tensões Residuais obtidas através de DR-X e Medição por Coordenadas.....	49
4.1.2.1 Soldagem pelo processo SMAW com ângulo do bisel de 25°.....	50
4.1.2.2 Soldagem pelo processo SMAW com ângulo do bisel de 35°.....	55
4.1.2.3 Soldagem pelo Processo SAW.....	60
4.2 Discussões.....	64
4.3 Análises Macroscópicas.....	67
4.4. Evolução Microestrutural.....	69
4.4.1 Microestruturas das juntas obtidas pelo processo SMAW.....	69
4.4.2 Microestruturas das juntas obtidas pelo processo SAW.....	72
5. CONCLUSÕES.....	75
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	76
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	77
8. TRABALHOS PRODUZIDOS.....	83
9. ANEXO.....	85
9.1. Memória de cálculo das tensões residuais do processo SMAW / bisel 25°.....	85
9.2. Memória de cálculo das tensões residuais do processo SMAW / bisel 35°.....	85
9.3. Memória de cálculo das tensões residuais do processo SAW.....	86

SIMBOLOGIAS E SIGLAS

A → coeficiente dependente da transformação de fase;
 Al → alumínio;
 A_{AC} → corrente de acabamento;
 A_{RE} → corrente no reforço;
 A_{RZ} → corrente na raiz;
 ARBL → Aço de Alta Resistência e Baixa Liga;
 AF → Ferrita Acicular;
 ASM → American Society for Materials;
 ASME → American Society for Mechanical Engineers;
 ASTM → American Society for Testing and Materials;
 AWS → American Welding Society;
 C → teor de carbono em peso do material;
 CC+ → corrente contínua polaridade positiva;
 CAI → Computer Aided Inspection;
 CDV → Calorimetria Diferencial de Varredura;
 CNC → Computer Numerical Control;
 Cr → cromo;
 Cu → Cobre;
 d → distância interplanar;
 d_{ϕ} → distância interplanar, ângulo de incidência e ϕ ;
 $d_{\perp}$ → distância interplanar, ângulo de incidência e a normal;
 D → diâmetro médio do extensômetro;
 Do → diâmetro do furo (extensômetro);
 DR-X → Difração de Raios-X;
 DSC → Calorimetria Diferencial de Varredura;
 E → energia de soldagem (aporte térmico)
 E → módulo de elasticidade de material;
 Eq. → equação;
 ERE → Extensômetro de Resistência Elétrica Especial;
 $ERRO_{ASTM}$ → erro de medida da tensão residual de um ponto (furo);
 $ERRO_{EQUIVALENTE}$ → erro da técnica de medição por coordenadas em relação a difração de raios-X;
 F → fator de calibração do strain gage;
 FA → ferrita Acicular;
 FC → Agregado Ferrita-Carboneto;
 FS(A) → Ferrita com Segunda Fase Alinhada;
 FS(B) → Bainita
 FS(NA) → Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada;
 FS(UB) → Bainita Superior;
 GFZTA → Região de Granulação Fina;
 GGZTA → Região de Granulação Grosseira;
 I → corrente elétrica;
 ICZTA → Região Intercrítica;
 IIW → Internacional Institute of Welding;
 ITEP → Instituto Tecnológico de Pernambuco;
 JS → Junta Soldada;
 LAMECO → Laboratório de Medição por Coordenadas;
 L → comprimento inicial do filamento (strain gage);
 L_E → limite de Escoamento;
 L_R → limite de Resistência;

M → Martensita;
 MB → Metal de base;
 MEV → Microscopia Eletrônica de Varredura;
 MMC → Máquina de medir por Coordenadas;
 Mn → manganês;
 Mo → molibidênio;
 n → um número inteiro;
 N → número de passes;
 Nb → nióbio;
 NC → Numerical Control;
 Ni → níquel;
 P → fosforo;
 PF → Ferrita Primária;
 PF(G) → Ferrita de Contorno de Grão;
 PF(I) → Ferrita Poligonal Intragranular;
 PVC → cloreto de polivinila;
 R → resistência (strain gage);
 S → enxofre;
 SAW → Submerged arc welding;
 SCZTA → Região Subcrítica;
 SMAW → Shielded metal-arc welding;
 SUAPE → Complexo Industrial Portuário de Pernambuco;
 TIG → Tungsten Inert Gas;
 UFPE → Universidade Federal de Pernambuco;
 UFCG → Universidade Federal de Campina Grande;
 V → tensão elétrica em volts;
 V → vanádio;
 V_{AC} → tensão de acabamento;
 V_{RE} → tensão no reforço;
 V_{RZ} → tensão na raiz;
 v → velocidade linear de soldagem, em mm/s.
 x,y → coordenadas cartesianas ;
 Z → Profundidade final do furo (extensômetro);
 Zn → profundidade da medida;
 ZF → Zona Fundida;
 ZTA → Zona Termicamente Afetada;
 $\Delta V / V$ → variação percentual do volume da região com a transformação de fase;
 ΔL → variação do comprimento (strain gage);
 ΔR → variação da resistência (strain gage);
 θ → ângulo de difração;
 ε_{Pl} → deformação plástica;
 ε_x → deformação na direção da solda;
 ε_y → deformação na normal a linha da solda;
 λ → comprimento de onda do feixe incidente de raios-X;
 σ → tensão residual;
 σ_x → tensão residual longitudinal - direção da solda;
 σ_y → tensão residual transversal - direção normal à linha da solda;
 σ_{ASTM} → Tensão residual determinada através dos coeficientes e metodologia da norma em questão;
 σ_{REAL} → Tensão determinada experimentalmente;

$\alpha \rightarrow$ coeficiente de dilatação linear;
 $\eta \rightarrow$ eficiência de transferência;
 $\delta \rightarrow$ Sentido da laminação;
 $\varphi \rightarrow$ ângulo de incidência;
 $\nu \rightarrow$ coeficiente de Poisson;
 $\Psi \rightarrow$ psi.

1. INTRODUÇÃO

1.1 Motivação

As indústrias em todos os segmentos encontram-se em processo de competição. Aquelas que desenvolvem e fabricam produtos com qualidade e com preços competitivos são as que sobrevivem no mercado mundial globalizado.

Na fabricação de equipamentos mecânicos não é diferente. A indústria está investindo em pesquisas para desenvolvimento de novas tecnologias que lhe possibilitem produzir componentes e equipamentos de qualidade e colocá-los no mercado de acordo com as necessidades dos clientes a um menor custo.

De um modo geral, as empresas já começaram a se preocupar com fatores que não eram levados em consideração para fabricação de seus produtos, como por exemplo, as tensões residuais oriundas do processo e que repercutiam na vida útil do componente ou equipamento. Nos processos de soldagem, os problemas são ainda maiores. A soldagem produz gradientes de temperaturas capazes de produzir deformações plásticas localizadas (plastificação) principalmente na camada superficial que geram tensões residuais proporcionais às diferenças de temperaturas. Uma maneira de definir tensões residuais seria, que são tensões internas que existem em corpos que estão em repouso, em estado de equilíbrio e sujeitas a condições não-uniformes de temperatura, na ausência de carregamentos externos e de forças de massa (Gurova, 1997), no caso de soldagem. Surgem em qualquer material ou componente devido ao processo de fabricação e dificilmente podem ser previstas com exatidão, a menos que se conheça toda a história termomecânica do processo de fabricação, da matéria prima até o produto final (Benning, 1989).

Sob o aspecto metrológico pode-se dizer que tensões residuais são grandezas macroscópicas, estáticas e cujo valores variam desde zero até valores superiores à tensão de escoamento do material. Estes campos de tensões residuais oriundos de boa parte dos processos de beneficiamento podem ser trativos ou compressivos e em geral são triaxiais e variam de ponto para ponto, principalmente devido à complexidade das geometrias. Na prática as grandezas comumente medidas são as duas tensões principais que agem na superfície da peça e sua direção principal.

O conhecimento do nível de tensões residuais, presente nas peças de aplicações na engenharia é, sobretudo um fator de segurança para evitar problemas de acidentes e desastres. A quantificação do estado de tensões residual presente num componente, isto é, sua magnitude, orientação e distribuição, tornam possível determinar o desempenho do material sob diferentes condições de carregamento estático ou dinâmico. Este conhecimento é sempre vantajoso e primordial para a otimização de projetos, redução de peso e redução de custo. Em algumas situações, deseja-se conhecer o nível de tensões residuais simplesmente para qualificar processos que, normalmente, introduzem grande quantidade de tensões residuais, como o jateamento, granalhamento, soldagem, processos de trabalho a frio, fundição, conformação, usinagem e tratamentos térmicos, entre outros (Rodacoski, 2002).

A maneira mais cômoda de se determinar o nível de tensões residuais existente em um componente seria através de modelos analíticos ou numéricos. O maior problema nas aplicações dos métodos teóricos, analíticos ou numéricos, é que os eventos que causam o desenvolvimento de tensões residuais apresentam grandes variações devido ao fato dos processos mecânicos ou metalúrgicos envolvidos não serem totalmente considerados. Portanto, na maioria das situações

em soldagem, a determinação analítica ou numérica torna-se inviável e os métodos experimentais assumem uma grande importância.

Neste trabalho, uma metodologia de muito baixo custo e de fácil aplicação, alternativa ao método do furo cego, está sendo experimentada e comparada à técnica de raios-X.

1.2 Objetivo

Este trabalho tem como objetivo principal desenvolver um método alternativo de medição de tensões residuais utilizando uma máquina de medição por coordenadas (MMC) e validá-lo através de comparações com o método por difração de raios-X (DR-X).

Objetivos específicos:

- Verificar se há influência do processo de soldagem sobre os resultados de medições;
- Estudar pontos na zona termicamente afetada (ZTA) das chapas soldadas (distantes 2,50 mm e 5,00 mm do cordão de solda);
- Medir tensões residuais por DR-X nos pontos mapeados;
- Determinar as coordenadas dos pontos numa MMC e medir seus deslocamentos após tratamento térmico;
- Calcular os valores das tensões residuais através dos deslocamentos dos pontos e compará-los aos valores obtidos por DR-X.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Soldagem

A soldagem é um processo de união de materiais usado para obter coalescência localizada de metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição, (AWS, 1991). A soldagem é bastante empregada na união de componentes de estruturas metálicas e de equipamentos para diversas finalidades. As vantagens da soldagem sobre os demais processos de união consistem em simplicidade e economia. Os processos de soldagem encontram aplicação na construção naval, indústria petrolífera, equipamentos diversos, estruturas civis, usina hidroelétrica, ferroviárias e nucleares, e serviços de reparo/manutenção com o revestimento de alta dureza em peças.

Os processos de soldagem se classificam por pressão/deformação (forjamento, ultra-som, fricção, difusão, explosão), e por fusão. Os processos por fusão podem ser classificados de acordo com o tipo de fonte de energia usada para fundir as peças. Os processos de soldagem a arco (arco elétrico) são os de maior importância industrial. A Tabela 2.1 mostra os diferentes processos de soldagem por fusão (Marques et al., 2005).

Os processos de soldagem baseiam-se na aplicação de energia térmica e mecânica na junta, o que pode causar uma série de descontinuidades internas e externas (cavidade alongada, falta de fusão, porosidade, distorções, falta de penetração, mudança de microestrutura, inclusões, trincas, e principalmente tensões residuais, etc.).

Tabela 2.1 – Processos de soldagem por fusão conforme a fonte de energia (Modenesi, 2004).

Processo	Fonte de Calor	Tipo de corrente e polaridade	Agente protetor ou de corte	Outras características	Aplicações
Soldagem por eletro-escória	Aquecimento por resistência da escória líquida	Contínua ou alternada	Escória	Automática/ Mecanizada. Junta na vertical. Arame alimentado mecanicamente na poça de fusão. Não existe arco elétrico.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga, espessura ≥ 50 mm. Soldagem de peças de grande espessura, eixos etc.
Soldagem a arco submerso	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo +	Escória	Automática / mecanizada. Ou semi-automática. O arco arde sob uma camada de fluxo granular.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga. Espessura ≥ 10 mm. Posição plana ou horizontal de peças estruturais, tanques, vasos de pressão etc.
Soldagem com eletrodo revestido	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo + ou -	Escória e gases gerados	Manual. Vareta metálica recoberta por camada de fluxo.	Soldagem de quase todos os metais, exceto cobre puro, metais preciosos, reativos e de baixo ponto de fusão. Usado na soldagem em geral.
Soldagem com arame tubular	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo +	Escória e gases gerados ou fornecidos por fonte externa. Em geral o CO_2	Automático ou semi-automático. O fluxo está contido dentro de um arame tubular de pequeno diâmetro.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga com espessura ≥ 1 mm. Soldagem de chapas, tubos e etc.
Soldagem MIG/MAG	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo +	Argônio ou Hélio, Argônio + O_2 , Argônio + CO_2 , CO_2	Automática/ mecanizada. Ou Semi-automática. O arame é sólido.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga, não ferrosos, com espessura ≥ 1 mm. Soldagem de tubos, chapas etc. Qualquer posição.

Soldagem a arco plasma	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo -	Argônio, Hélio ou Argônio + Hidrogênio.	Manual ou automática. O arame é adicionado separadamente. Eletrodo não consumível de tungstênio. O arco é constrito por um bocal.	Todos os metais importantes em engenharia, exceto Zn, Be e suas ligas, com espessura de até 1,5 mm. Passes de raiz.
Soldagem TIG	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo -	Argônio, Hélio ou mistura destes.	Manual ou automática. Eletrodo não consumível de tungstênio. O arame é adicionado separadamente.	Soldagem de todos os metais, exceto Zn, Be e suas ligas, espessura entre 1 e 6 mm. Soldagem de não ferrosos e aços inox. Passe de raiz de solda em tubulações.
Soldagem por feixe de elétrons	Feixe de elétrons	Contínua. Alta pressão Peça +	Vácuo ($>10^{-4}$ Hg)	Soldagem automática. Não usa, em geral, metal de adição. Feixe de elétrons permite uma elevada concentração de energia	Soldagem de todos os metais, exceto nos casos de evolução de gases ou vaporização excessiva, em geral, a partir 25mm de espessura. Indústria nuclear e aeroespacial.
Soldagem a laser	Feixe de luz		Argônio ou Hélio	Soldagem automática. Não usa, em geral, metal de adição. Laser permite uma elevada concentração de energia.	Soldagem de todos os metais, exceto nos casos de evolução de gases ou vaporização excessiva. Indústria automobilística, nuclear e aeroespacial.
Soldagem a gás	Chama oxi-acetilênica		Gás ($\text{CO}, \text{H}_2, \text{CO}_2, \text{H}_2\text{O}$)	Manual. Arame adicionado separadamente.	Soldagem manual de aço carbono, Cu, Al, Zn, Pb e bronze. Soldagem de chapas finas e tubos de pequeno diâmetro.

2.1.1 Soldagem com Eletrodo Revestido

O processo de soldagem com eletrodo revestido (*Shielded Metal Arc Welding - SMAW*) é um processo onde produz coalescência entre metais pelo aquecimento dos mesmos com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico revestido e a peça (Welding Handbook, 1991; Marques et al., 2005). O SMAW é um dos processos de soldagem mais simples em termos de equipamentos, regulagem e aplicação, dentre os processos de soldagem a arco elétrico (Juers, 1993). É aplicado em manutenção, construções que necessitem de soldagem. O SMAW oferece vantagens em relação a outros processos de soldagem a arco elétrico, uma vez que este é mais apropriado para a maioria dos metais e ligas comumente usadas e, é um processo menos sensível as correntes de ar. A sua maior qualidade é a facilidade de controle da microestrutura e da composição química do cordão de solda devido à possibilidade de se variar a formulação do revestimento. O eletrodo revestido consiste de uma vareta de metal sólido recoberto por uma camada de pó metálico. O eletrodo conduz a corrente elétrica para o arco e fornece metal de adição para a solda.

O revestimento do eletrodo traz também outros benefícios, além de ajudar a estabilizar o arco elétrico, como permitir ajustar a composição química do cordão pela adição de elementos de liga, proteger a poça de fusão e o metal de solda da contaminação pela atmosfera e conferir características operacionais, mecânicas e metalúrgicas ao eletrodo e ao cordão de solda.

A soldagem inicia quando o soldador toca a peça com a ponta do eletrodo energizado, formando o arco elétrico. A face descoberta do eletrodo é aquecida e queima o revestimento, induzindo a ionização de alguns elementos, que estabilizam o arco elétrico. O soldador inicia o movimento de translação do eletrodo ao longo da junta a ser soldada, e à medida que o eletrodo é fundido pela temperatura do arco o material é depositado sobre a peça. O soldador deve realizar também o movimento

de mergulho do eletrodo, aproximando-o da peça, procurando manter o comprimento do arco constante.

Assim como o comprimento do arco é controlado manualmente, é natural que ocorram variações durante a formação do cordão. Por isso, as fontes de energia utilizadas são do tipo corrente constante. Nesse tipo de fonte, a corrente de soldagem fornecida pela máquina é aproximadamente constante, sofrendo pouca influência da variação do comprimento do arco. Mesmo no caso de curto-circuito, quando o eletrodo toca a peça, a corrente sobe até um valor relativamente baixo, suportável pela máquina durante um pequeno intervalo de tempo.

O controle do comprimento do arco elétrico é o ponto crítico para se obter uma solda de qualidade, mesmo utilizando máquinas do tipo corrente constante. O soldador é capaz de regular a velocidade de alimentação pela observação visual do comprimento do arco e da audição do som emitido, procurando manter o comprimento do arco constante. Na Figura 2.1 são mostrados o eletrodo revestido e o arco elétrico entre o eletrodo e a peça.

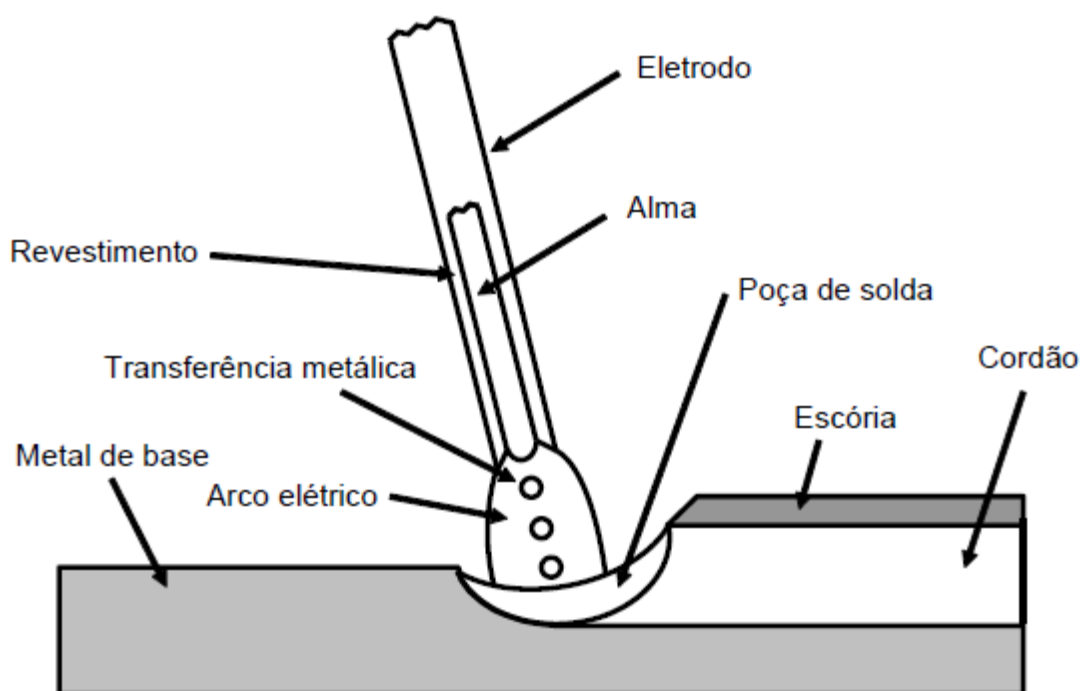


Figura 2.1 – Soldagem com eletrodo revestido (Apud Lima, 2006).

2.1.2 Soldagem por Arco Submerso

A soldagem por arco submerso (*Submerged Arc Welding* - SAW) é um processo de soldagem automático onde o calor é fornecido por um arco formado entre um eletrodo de arame sólido ou tubular e a peça. Tanto o metal base quanto a poça de fusão ficam submersos em um fluxo granulado que protege contra os efeitos da atmosfera. É formada uma camada de escória líquida, pela fusão parcial do fluxo granulado, que depois é solidificada.

O fluxo na forma granular funciona como um isolante térmico, além das funções de proteção e limpeza do arco e do metal depositado, garantindo uma excelente concentração de calor que caracteriza a alta penetração obtida por meio do processo. Já que fica completamente coberto pelo fluxo, o arco elétrico não é

visível, e a solda se desenvolve sem faíscas, luminosidades ou respingos, que caracterizam os processos de soldagem em que o arco é aberto (Ramalho et al, 1997). A Figura 2.2 ilustra o processo de soldagem SAW.

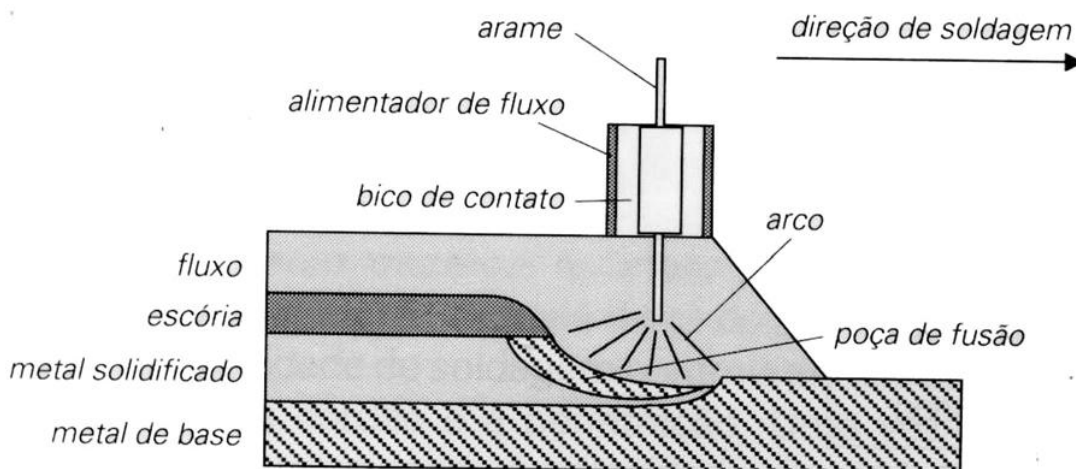


Figura 2.2 – Processo de soldagem SAW (Ramalho et al, 1997).

O arco submerso é geralmente usado para soldar chapas ou perfis de aço-carbono, os aços ligados também podem ser soldados utilizando processo SAW observando o limite de aquecimento para que não ocorram danos na zona termicamente afetada (Paranhos et al, 1999).

Na soldagem SAW, os parâmetros a serem considerados podem ser aqueles pré-determinados tais como; tipo e espessura do metal de base e propriedades requeridas para o metal de solda, além dos parâmetros decididos na fase inicial da produção e em alguns casos, determinados em função da disponibilidade de equipamentos, como tipo do equipamento, projeto da junta, posicionamento da peça e do eletrodo, e os parâmetros primários, tais como: corrente, tensão, velocidade de soldagem, polaridade, combinação eletrodo-fluxo, diâmetro do arame, distância bico-peça ou extensão livre do eletrodo e distribuição do fluxo (Ramalho et al, 1997).

A corrente de soldagem atua na deposição do eletrodo, na quantidade do metal base fundido e na profundidade de penetração. A Tabela 2.2 possui valores máximos e mínimos de correntes de soldagem para aço com baixo teor de carbono.

A polaridade do eletrodo, além de afetar o tipo de transferência e a estabilidade do arco elétrico, influencia a forma e dimensão da poça de fusão. O eletrodo com polaridade inversa (positiva) produz melhor penetração e um cordão mais bem feito, entretanto, se estiver conectado na polaridade direta (negativa), proporcionará uma maior taxa de deposição com diminuição da penetração. Com corrente alternada a penetração e a taxa de fusão são médias, porém existe a vantagem de utilizar eletrodos maiores e correntes mais elevadas.

Na soldagem SAW é recomendado o uso de polaridade direta, onde diminui a formação de poros, tem-se um melhor controle do formato e aparência do cordão de solda e maior penetração do cordão.

Tabela 2.2 – Corrente aplicada em soldagem de aço com baixo teor de carbono (Ramalho et al, 1997).

Diâmetro do eletrodo		Faixa de Corrente (A)	
pol	mm	mínima	Máxima
5/64	2,0	200	600
3/32	2,4	230	700
1/8	3,2	300	900
5/32	4,0	420	1000
3/16	4,8	480	1100
7/32	5,6	600	200
¼	6,4	700	600
5/16	8,0	1000	2500
3/8	9,5	1500	4000

A tensão de soldagem atua no formato da seção transversal do cordão e na sua aparência externa, conforme a Figura 2.3. Um aumento da tensão resulta em um cordão mais largo, menor penetração e em maior consumo de fluxo.

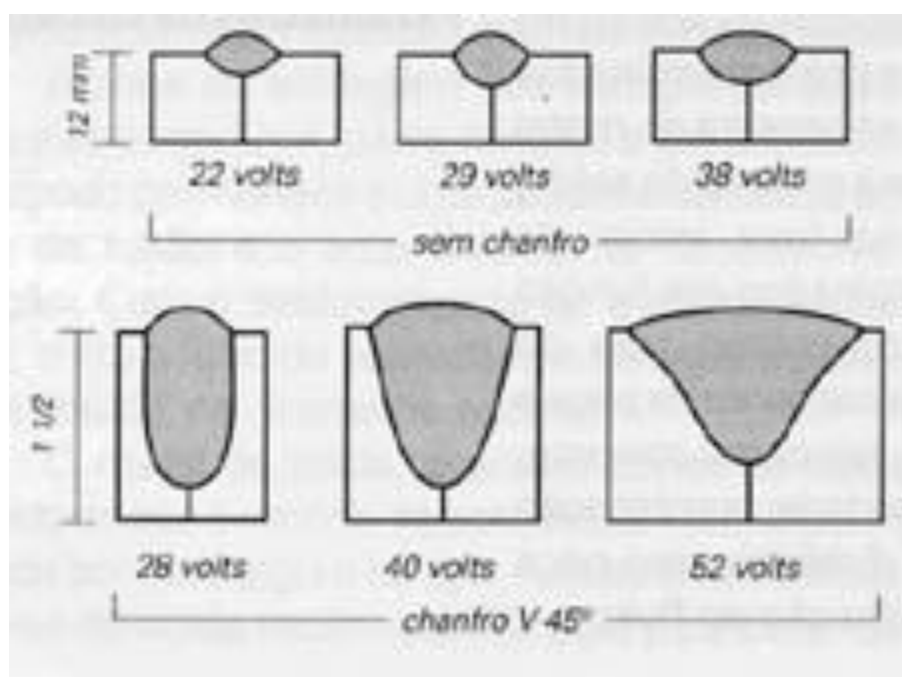


Figura 2.3 – Variação da tensão no cordão de solda (Ramalho et al, 1997).

A velocidade de soldagem controla o tamanho do cordão e a penetração. Já que a corrente está relacionada à velocidade de soldagem, é necessário ajustá-la para conseguir a penetração adequada sem que ocorra o transpasse da junta (vazamento). Altíssimas velocidades de soldagem aumentam a tendência a mordeduras, porosidade, trincas e cordões com formato não uniforme, e baixíssimas velocidades de soldagem produzem cordões sujeitos à trincas e poças de fusão excessivamente largas, tendo um cordão áspero e com possíveis inclusões de escória. O uso de velocidades de soldagem excessivamente baixa produz um cordão em forma de chapéu, que é sujeito a trincas, além da formação da poça de solda muito grande em torno do arco elétrico, onde resulta em um cordão rugoso, com respingos e inclusões de escória.

A energia de soldagem (E) é calculada baseada nos parâmetros de corrente, tensão e velocidade de soldagem e identifica a quantidade de calor adicionada a um material por unidade de comprimento linear. É usualmente expressa em kJ/mm, e pode também ser apresentada em kJ/cm ou J/mm. Para a soldagem a arco elétrico o valor de E (em J/mm) é dado pela Eq. 2.1 (Apud Araújo, 2006).

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{v} \quad (2.1)$$

Onde:

η → eficiência de transferência, que depende do processo;

V → tensão em volts (V);

I → corrente elétrica em ampères (A);

v → velocidade linear de soldagem, em mm/s.

Qualquer fonte de calor concentrada pode ser utilizada em um processo de soldagem e a intensidade da fonte permite definir a capacidade do processo em concentrar a energia para promover a fusão, quer dizer, dá a idéia da potência (em W) utilizada para fundir uma determinada área (em cm²), e sabe-se que para fundir a maioria dos metais é necessário utilizar uma fonte cuja capacidade seja superior a 1000 W/cm².

O fluxo de calor durante a soldagem, pode afetar as propriedades resultantes do metal de solda e as transformações de fase durante a soldagem e portanto, a microestrutura. Como também ser responsável por tensões residuais e distorções.

O diâmetro do eletrodo influencia na geometria do cordão, assim mantendo-se todos os outros parâmetros constantes, uma diminuição no diâmetro do eletrodo propiciará uma maior penetração, cordões mais altos e estreitos e uma maior taxa de deposição. Para um mesmo valor de corrente, a mudança para um diâmetro de arame maior permite uma melhor ligação de juntas mal ajustadas.

E por último, a camada de fluxo deve possuir uma altura mínima, que o arco fique totalmente submerso, no entanto se a camada for muito alta, o arco fica muito confinado e os gases tem dificuldade para sair, gerando aspecto superficial do cordão irregular. Por outro lado, se a camada for muito baixa, o arco não ficará completamente submerso no fluxo, podendo causar centelhamento e respingos. A aparência do cordão também fica comprometida, assim como a integridade do interior da solda, uma vez que poderá ocorrer contaminação pelo ar atmosférico.

Os fluxos utilizados neste processo podem ser classificados de acordo com o método de fabricação, a influência que estes exercem nos elementos de liga contida na solda depositada e o efeito causado nas propriedades da solda depositada, ou quanto ao índice de basicidade (Ogborn, 1999).

Uma outra maneira de classificação dos fluxos é através da composição química proposta pela IIW, onde se apresenta oito diferentes classes, conforme mostra a Tabela 2.3 (Paranhos e Souza, 1999).

Tabela 2.3 – Classificação do fluxo para Arco Submerso segundo a composição química expressa em porcentagem mássica (Paranhos e Souza, 1999).

Tipo	SiO₂	TiO₂	Al₂O₃	MnO	CaO	MgO	CaF₂
Ácido Silicato Ca Alto SiO ₂	50-60		3-5		25-30	8-12	2
Neutro Silicato Ca	30-40		10-15	0-5	25-30	10-15	5-10
Básico Silicato Ca Baixa SiO ₂	30-40		3-5		26-45	0-5	10-15
Totalmente Básico Baixo SiO ₂ Médio Al ₂ O ₃	5-12		10-15		10-15	30-40	20-30
Básico Alumina Básico Alto Al ₂ O ₃	5-15	0-5	20-50	5-15	0-5	5-15	5-15
Neutro alumina Rutilo Al ₂ O ₃ -TiO ₂	10-20	5-15	20-50	10-20	0-5		0-10
Básico Rutilico TiO ₂	5-20	5-25	0-10	5-10	10-20		0-20
Ácido Silicato Mn	30-40		0-10	35-45	0-10		0-10

O consumo teórico de fluxo é igual ao consumo de eletrodo, no entanto os parâmetros de soldagem influenciam e alteram o consumo de fluxo, o consumo de fluxo aumenta diretamente com a elevação da tensão de soldagem.

Os eletrodos são arames sólidos ou tubulares. Os arames sólidos são fabricados a partir de fio-máquina e trefilados até sua dimensão final padronizada de acordo com a intensidade de corrente. Os eletrodos são classificados de acordo com a sua composição química pelas normas AWS A.5.17 e A.5.23 (Paranhos e Souza, 1999).

O equipamento básico para soldagem pelo processo SAW consiste de uma fonte de energia, uma tocha de soldagem, um alimentador de arame, um sistema de controle, um dispositivo para alimentação do fluxo, um par de cabos elétricos e uma garra de fixação do cabo a peça. A Figura 2.4 mostra o desenho esquemático utilizado para o processo de soldagem SAW (Ramalho et al, 1997).

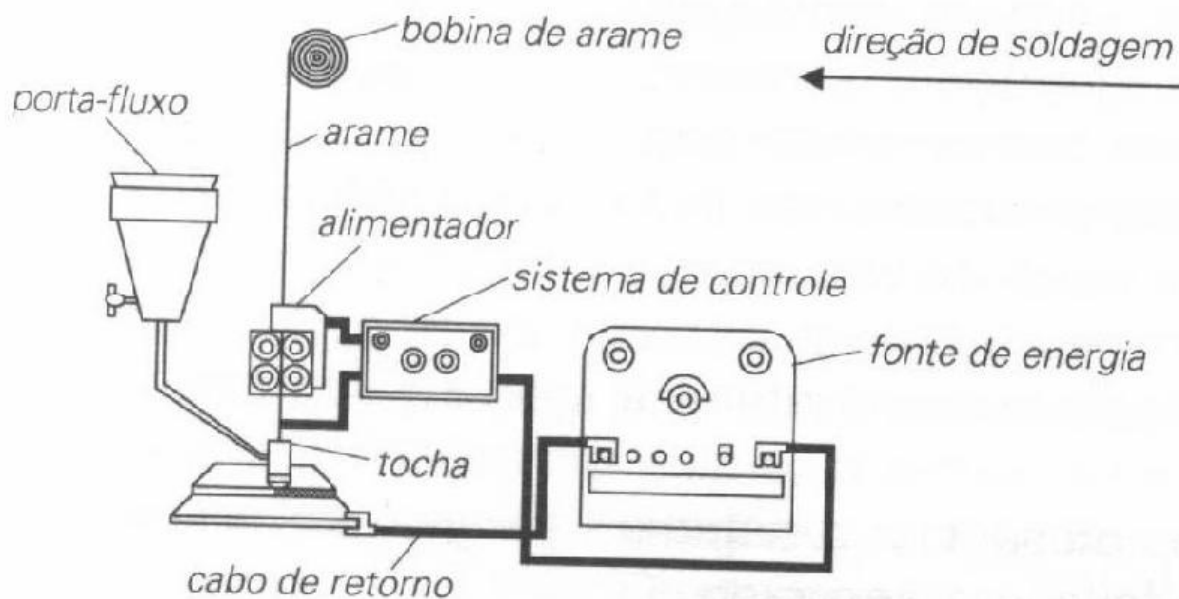


Figura 2.4 – Esboço do processo de soldagem SAW (Ramalho et al, 1997).

A fonte de energia para este processo pode ser corrente contínua ou alternada. A tocha de soldagem consiste de um bico de contato deslizante (adequado para cada diâmetro de arame a ser utilizado), de cobre e ligas, um sistema para fixação do cabo de saída da fonte e um suporte isolante.

O conjunto alimentador de arame consiste de um suporte para a bobina de arame utilizada para soldagem, um motor de corrente contínua com controlador de velocidade e um conjunto de roletes que servem para fazer a alimentação e auxiliar o desempenho do arame. O sistema de controle permite o ajuste dos diversos parâmetros de soldagem, como: corrente e tensão de soldagem, velocidade de alimentação do arame, velocidade de deslocamento da tocha ou da peça.

Os cabos elétricos são chamados de cabos de soldagem quando transportam a corrente elétrica da fonte de energia ao porta eletrodo e cabo de retorno, quando levam a corrente da peça de trabalho para a fonte de energia.

2.2 Tensões Residuais

2.2.1 Classificação e Origem das Tensões Residuais

Tensões residuais são as tensões presentes em um corpo (estrutura ou componente mecânico) na ausência de carregamentos externos e/ou gradientes de temperatura (Lu, 1996). As tensões residuais macroscópicas estão em equilíbrio para o corpo como um todo (Grant, 2002; Kockelmann, 1993). Estas têm suas principais causas nos processos de manufatura. Na prática não existe corpo livre de tensões residuais, sendo que estas tensões podem ter um efeito benéfico ou prejudicial ao desempenho do componente frente aos esforços mecânicos, térmicos ou químicos. Devido a sua importância o seu controle e as suas medições em componentes e estruturas mecânicas é continuamente alvo de intensivos estudos (Kockelmann, 1993; Micro Measurements, 1993; Lu, 1996; Hauk, 1997; Grant, 2002).

Um importante aspecto que pode ser a associação às tensões residuais é a ocorrência de distorções nos componentes mecânicos. Tais tensões são sempre produzidas, se regiões de um material sofrem deformação, plástica ou elástica, heterogênea de um modo permanente (Macherauch e Wohlfahrt, 1997).

Sem ocorrer deformações plásticas, não serão geradas tensões residuais. Para que estas tensões permaneçam na estrutura após a remoção dos carregamentos externos, alguma seção ou parte foi solicitada além do limite elástico do material. As tensões residuais existem em praticamente todas as peças rígidas, metálicas ou não. Além dos carregamentos a que estão submetidas, as tensões residuais são o produto da história metalúrgica e mecânica de cada ponto da peça ou da peça como um todo, durante o processo de fabricação (Benning, 1989). Pelas aparências externas da peça não se pode diferenciar as com ou sem tensões residuais. No entanto, podem-se diferenciar as suas características mecânicas e físicas. Com uma ação externa, as tensões aplicadas e as residuais podem somar-se linearmente no regime elástico, e causar a ruptura do componente.

A Tabela 2.4 mostra as principais fontes e sub-fontes de tensões residuais.

Tabela 2.4 – Processos que produzem as tensões residuais do primeiro tipo (Carmo, 2006).

Fontes Principais	Sub-fontes
Carregamento elasto-plástico	Flexão, Torção, Tração, Compressão.
Usinagem	Torneamento, Fresamento, Aplainamento, Furação, Retificação.
Junções	Soldagem, Brasagem.
Fundição	-----
Conformação	Laminação, Trefilação, Forjamento, Estampagem, Jateamento (shot peening)
Tratamento Térmico	Tempera, Endurecimento, Cementação, Nitretação
Revestimento	Deposição, Galvanização, Revestimento.

Existem três tipos de tensões residuais:

- Primeiro tipo: Estende-se por grandes áreas, de vários grãos de um material, equilibradas com todo o sistema de forças internas atuantes na peça (Figura 2.5). São chamadas tensões macroscópicas (Gurova, 1997).

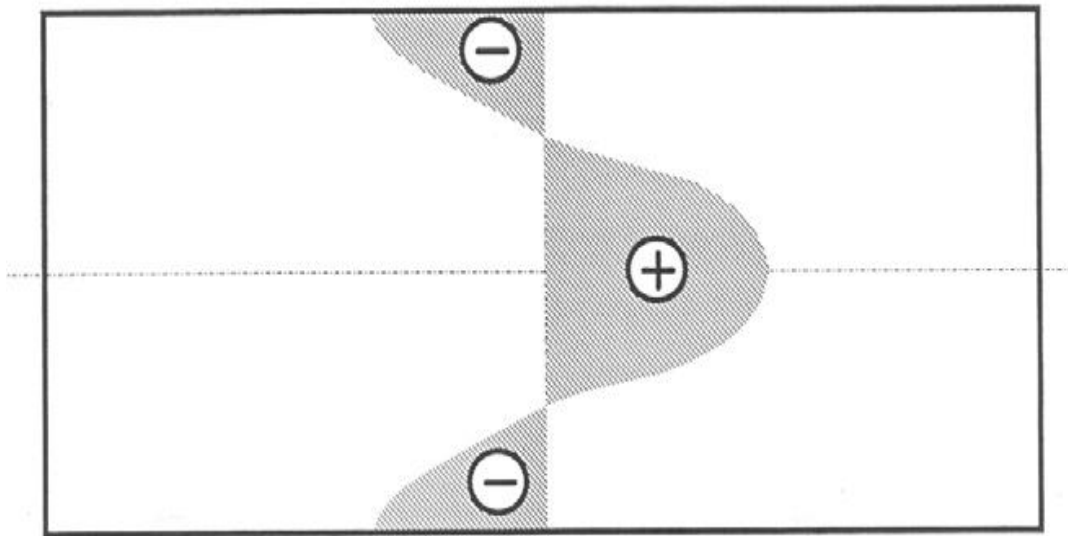


Figura 2.5 – Tensões Residuais do primeiro tipo (Gurova, 1997).

- Segundo tipo: Estende-se por pequenas áreas, a nível microscópico em parte de um grão ou em um grão do material, sendo equilibradas através de um número suficiente de grãos do material (Figura 2.6). São chamadas de tensões microscópicas ou internas. Podem ocorrer em interfaces e entre partículas ou agregados e na matriz (Gurova, 1997).

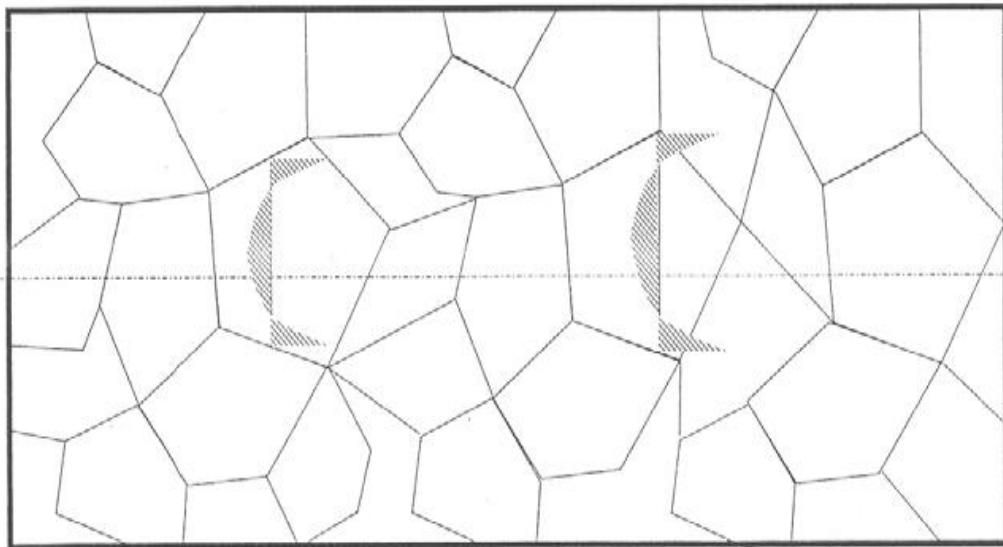


Figura 2.6 – Tensões Residuais do segundo tipo (Gurova, 1997).

- Terceiro tipo: Estende-se através de áreas submicroscópicas do material, de algumas distâncias atômicas em um grão (Figura 2.7). São chamadas submicrotensões ou tensões micro-localizadas. São geradas pelos defeitos cristalinos no material (contornos de grãos, lacunas, átomos intersticiais, defeitos de arranjo de rede, discordâncias, maclas e deslocamentos atômicos (Gurova, 1997)).

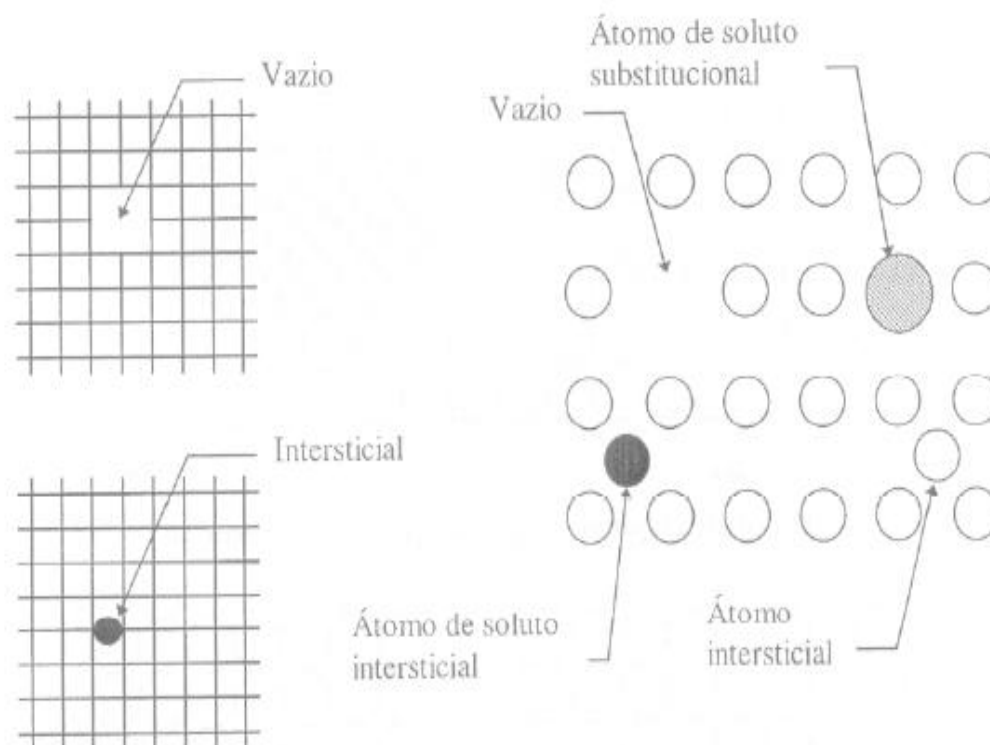


Figura 2.7 – Tensões Residuais do terceiro tipo (Gurova, 1997).

As tensões residuais podem ser originadas por carregamento mecânico; por efeito térmico e por transformações metalúrgicas e, podem ser ocasionadas por diversas solicitações atuando de forma combinada ou individualmente,

A superposição dos tipos de tensões residuais determina o estado total de tensões em um ponto particular do material.

As tensões residuais originadas por efeito térmico ocorrem nos processos de soldagem que produzem gradientes térmicos elevados durante o processo de solidificação e resfriamento, ocasionando tensões residuais pela restrição à dilatação térmica, contração do material de adição e transformação de fases metalúrgicas na região afetada pelo calor gerado no processo.

As tensões residuais são produzidas, por diversas vezes, pela combinação dos três tipos de solicitações, Temos os seguintes procedimentos de fabricação que acarretam tensões residuais:

- Plastificação do material sob efeito de carregamentos externos, através de passe de encruamento por laminação, “shotpeening”, etc,...;
- Deformação plástica não homogênea durante processos de têmpera e outros tratamentos térmicos baseados em taxas de aquecimento e resfriamento e transformações metalúrgicas do material;
- Tratamentos termoquímicos causando heterogeneidade de ordem química ou cristalográfica como cementação, nitretação, etc,...;
- Tratamentos superficiais como cromagem, niquelagem, etc,...;

2.2.2 Tensões Residuais Devido ao Processo de Soldagem

As tensões residuais que se originam durante o processo de soldagem são funções de diversas variáveis como os parâmetros utilizados na execução do

cordão, o número de passes, aplicações a geometria do cordão e da junta, composição química dos metais de base e de adição, restrição à dilatação térmica, etc.

A determinação do nível de tensões residuais geradas por um procedimento de soldagem em uma geometria determinada torna-se, portanto, uma tarefa complexa e necessariamente possível de análise pelos aspectos da simulação numérica, associados com resultados experimentais.

As três principais fontes de geração de tensões residuais em soldagem são:

- Restrição a contração e a dilatação, durante o resfriamento do material com diferentes temperaturas e níveis de plastificação devido à operação de soldagem;
- Resfriamento mais acelerado das superfícies da peça soldada (altas taxas de resfriamento);
- Transformação de fases metalúrgicas.

Pode-se destacar outra fonte, que é a restrição à dilatação térmica pela presença de vínculos externos, que normalmente é creditada à concentração do material.

A principal parcela que contribui durante um processo de soldagem, para a formação final de tensões residuais é a originada pela restrição à contração do material durante o resfriamento. Esta contração ocorre devido ao gradiente de temperatura existente na peça que faz com que a região com temperatura elevada seja contida pela região com temperatura mais baixa, ocasionando plastificação local. O nível de tensão residual alcançado após o resfriamento de uma estrutura é também dependente das deformações plásticas acumuladas, as quais variam ponto a ponto.

As tensões residuais surgidas devido ao resfriamento mais intenso das superfícies livres da peça não possuem caráter homogêneo ao longo da espessura da peça, notadamente em componentes mais espessos. O gradiente de temperatura formado por este resfriamento desigual provoca deformação plástica localizada que resulta, em tensões trativa no interior e compressivas na superfície da peça.

O estado de tensão residual na superfície da região de solda para a amostra com cordão de solda linear é caracterizado por tração no cordão de solda e de compressão na ZTA e no metal base, perto da ZTA (Assis *et al*, 2002) .

As tensões que são geradas pela transformação de fases metalúrgicas possuem um maior volume específico causando uma expansão, o que é impedida pelo restante do material gerando tensões compressivas.

A Figura 2.8 mostra o comportamento das tensões residuais longitudinais durante a soldagem onde na área ainda não afetada pelo calor (seção A-A') o material permanece sem tensões, pois não possui variações de temperaturas. Próximo à poça de fusão (seção B-B') o material aquecido tende a se expandir sendo, contudo, restringido pelas regiões mais frias da peça, gerando, assim, tensões de tração nas regiões um pouco mais afastadas e tensões de compressão em regiões próximas a ZF. Quando o seu limite de escoamento é atingido, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão. Na poça de fusão, como o material está líquido, as tensões são nulas. Com o resfriamento e após a solidificação da solda, o material passa a se contrair, sendo novamente impedido pelas regiões mais frias e afastadas da solda. Surgem assim tensões de tração junto ao cordão e compressão nas regiões mais afastadas (seção C-C'). Estas tensões aumentam de intensidade levando ao escoamento da região aquecida. Após o resfriamento completo (seção D-D'), as tensões residuais no centro da solda chegam a níveis próximos ao limite de escoamento do material (Modenesi, 2008).

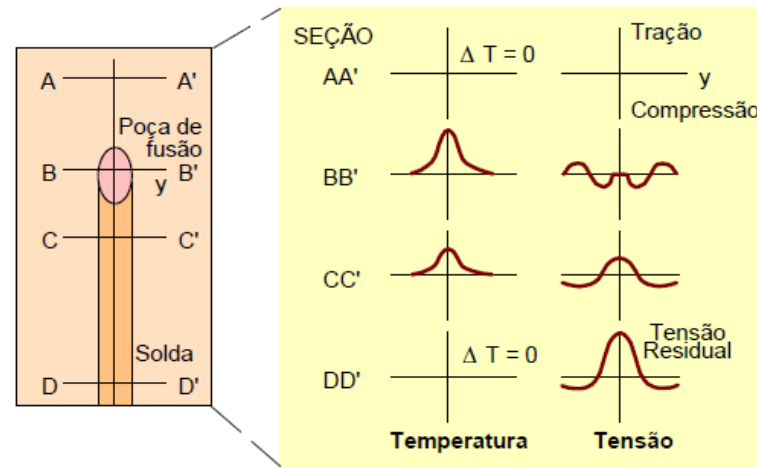


Figura 2.8 – Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem (Modenesi, 2008).

Segue a Eq. 2.2 para estimativa da variação porcentual de volume decorrente da transformação de fase (Pathina e Vasudevan, 1977).

$$\Delta V / V = (4,64 - A \cdot C) \quad (2.2)$$

Onde;

A – coeficiente dependente da transformação de fase: (= 0,53 para a transformação de austenita para martensita); (>1,43 para a transformação de austenita para perlita, bainita e ferrita ou ferrita + carbonetos);

C – teor de carbono em peso do material.

$\Delta V / V$ – variação porcentual do volume da região com a transformação de fase.

No caso do estado plano de tensões, as tensões residuais longitudinais e transversais ao cordão de solda foram obtidas pelas Eq. 2.3 e 2.4 (Okumura, 1982).

$$\sigma_x = \frac{E}{1-\nu^2} (\varepsilon_x + \nu \varepsilon_y) \quad (2.3)$$

$$\sigma_y = \frac{E}{1-\nu^2} (\varepsilon_y + \nu \varepsilon_x) \quad (2.4)$$

Onde:

σ_x → Tensão residual longitudinal - direção da solda [Pa];

σ_y → Tensão residual transversal - direção normal à linha da solda [Pa];

ε_x → Deformação na direção da solda;

ε_y → Deformação na normal a linha da solda;

ν → Coeficiente de Poisson.

Segundo Okumura os valores das tensões residuais σ_x e σ_y são obtidos pela medição de ε_x e ε_y , onde são as deformações residuais nos pontos onde se deseja conhecer as tensões residuais.

2.3 Métodos de Medições de Tensões Residuais

2.3.1 Método do Furo Cego

Existem vários métodos para a medida e determinação das tensões residuais. Uns são baseados na medida da deformação aliviada, devido à remoção localizada de material, chamados métodos destrutivos. Outros são baseados na interação entre o campo de tensões residuais e as propriedades físicas do material, chamados métodos não-destrutivos (Lu, 1996; Hauk, 1997).

Não existe um método universal de medida das tensões residuais capaz de resolver todos os problemas, a baixo custo, da melhor maneira possível (LU, 1996). O método a ser utilizado deve ser selecionado com base numa série de parâmetros influenciados pelas características do componente e o tipo de medida a ser efetuada. Estes parâmetros baseiam-se:

- no tipo de tensões residuais presentes no componente;
- na natureza do componente;
- em onde a medida será realizada (em campo ou no laboratório);
- na geometria do componente;
- no gradiente de tensões residuais;
- no tipo de intervenção (método destrutivo ou não-destrutivo);
- no tempo disponível para a medida e apresentação dos resultados;
- na precisão e a repetibilidade do método;
- e no custo final da medida (LU, 1996).

Sempre que o volume de material removido não for considerado prejudicial ao desempenho do componente ou puder ser reparado, podemos dizer que o método do furo cego é um método semi destrutivo e, é baseado na medida da deformação aliviada, causada pela introdução de um pequeno furo cego na superfície do componente.

Geralmente, este furo é usinado através de pequenos incrementos e a deformação aliviada é medida em três direções por um extensômetro de resistência elétrica especial (ERE) (Lu, 1996; Hauk, 1997; Grant, 2002) ou por um sensor ótico (Fry, 2000).

O princípio quantitativo da técnica do furo cego foi explorado pela primeira vez em 1934 por J. Mathar que utilizou a solução de Kirsch e o princípio da superposição para obter a quantificação dos níveis de tensões a partir do alívio mecânico de tensões provocado pela execução de um furo (ASTM, 1993).

O diâmetro médio do furo utilizado é de 1,8 mm e a profundidade analisada depende das dimensões do extensômetro, sendo em geral 40% do seu diâmetro (Figura 2.9) (Fry, 2000).

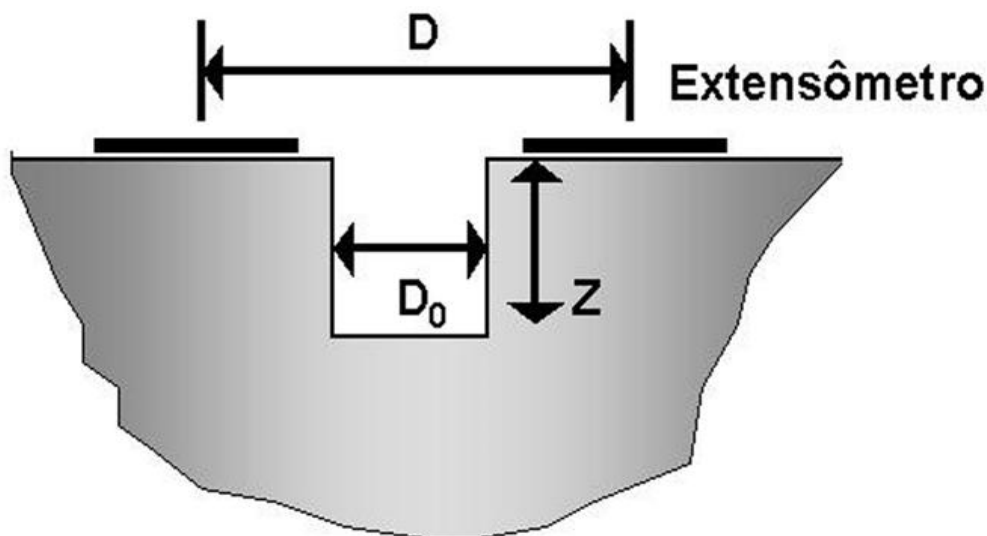


Figura 2.9 Relação entre as dimensões do extensômetro e as dimensões do furo no método do furo cego, onde D é o diâmetro médio do extensômetro, D_0 o diâmetro do furo e Z a sua profundidade final (Fry, 2000).

O extensômetro especial grava a cada passo em três direções as deformações, durante o processo de usinagem. A partir destes dados é possível calcular as tensões residuais assumindo-se um estado plano de tensões (Fry, 2000).

Devido à versatilidade do método pode-se aplicá-lo em qualquer laboratório ou no campo sobre corpos de prova com grande variedade de forma e tamanho. A técnica é considerada como “semidestrutiva” quando o pequeno furo mostrado na Figura 2.9, não provocar danos significativos na integridade estrutural do objeto que está sendo testado, e em grande número de objetos testados pode-se remover o furo, após o teste, com uma lixadeira.

A introdução de um furo, mesmo de diâmetro pequeno, em um corpo com tensões residuais relaxa a tensão naquela localização. Isto ocorre porque a perpendicular a uma superfície livre é, necessariamente, um eixo principal no qual as tensões de cisalhamento e normal são zero. Neste caso o eixo está representado pelo furo na superfície. A eliminação destas deformações, na superfície do furo, muda as tensões na região ao redor do furo, causando a correspondente mudança nas deformações locais na superfície do objeto testado. Esse é o princípio básico desse método.

Quando o furo brocado não atravessa a espessura da parede do objeto, chama-se de técnica do “furo cego”, com uma profundidade aproximadamente igual ao diâmetro que deverá ser muito pequena comparada com a espessura do objeto testado. Não há um cálculo direto para determinação da tensão residual a partir da teoria da elasticidade, exceto pela introdução de coeficientes empíricos devido a geometria do furo cego, em função dos efeitos de borda e deformação, ser muito complexa. A solução pode ser obtida através de um furo brocado passante em uma chapa fina, na qual a tensão residual é uniformemente distribuída através de sua espessura e, levadas para aplicações técnicas do furo cego.

O método do furo cego apresenta ótimo desempenho quantitativo quando comparado com outras técnicas. A sua incerteza de medição está entre 10 e 20% do

valor medido ou 10% da tensão de escoamento, considerando o uso em campos de tensão uniformes e empregos de técnicas de medição adequadas, (Prevey, 1986).

Sabendo-se que as tensões residuais não são completamente aliviadas na região do furo, não é possível calculá-las através da lei de Hooke. Assim o método exige uma etapa de calibração experimental ou computacional (Kockelmann, 1993).

Nos fundamentos da técnica do furo-cego existe todo o desenvolvimento analítico usado para gerar as equações que a governam. Há metodologias para cálculo dos coeficientes de alívio para furo passante e furo-cego, no caso de campos de tensão uniformes através da espessura do material. Fazem-se algumas simulações em que se aplicam tensões conhecidas em placas contendo furos passantes e furos-cegos, com o objetivo de examinar a precisão dos métodos que usam resoluções por elementos finitos para modelar o problema. Podendo, os perfis de tensão e de deformação para furo passante e furo-cego serem discutidos e comparados entre si.

Como já vimos a execução de um furo, mesmo com pequenas dimensões, num objeto em que existam tensões residuais provoca alívio e redistribuição destas. Quando se elimina estas tensões na superfície do furo muda-se automaticamente tanto o valor quanto a distribuição das tensões na vizinhança imediata do furo, modificando as distribuições de deformações locais na superfície de teste. Isto ocorre, pois toda normal a uma superfície livre (no caso a superfície do furo) define um plano principal, no qual as tensões de cisalhamento e a tensão normal ao plano são zero.

Assim, o processo de furo cego consiste que, na região onde será feito o furo é colocado uma roseta extensométrica, conforme mostrada na Figura 2.10 (Schajer, 1981), a fim de medir as mudanças geradas pela usinagem do furo nas distribuições das deformações. Sabendo-se os valores destas mudanças, podem-se calcular as tensões que as geraram e que são as tensões residuais. Analiticamente relacionam-se as deformações medidas com as tensões aliviadas pela usinagem do furo.

Uma solução exata para a distribuição de tensões ao redor de um furo-cego não existe na teoria da elasticidade. Existem soluções aproximadas que usam constantes determinadas empiricamente. Como já visto, uma solução analítica pode ser obtida, para o caso mais simples de um furo passante em uma placa fina, na qual as tensões residuais estejam uniformemente distribuídas através da espessura da placa (Timoshenko e Goodier, 1951; Dally e Riley, 1991).

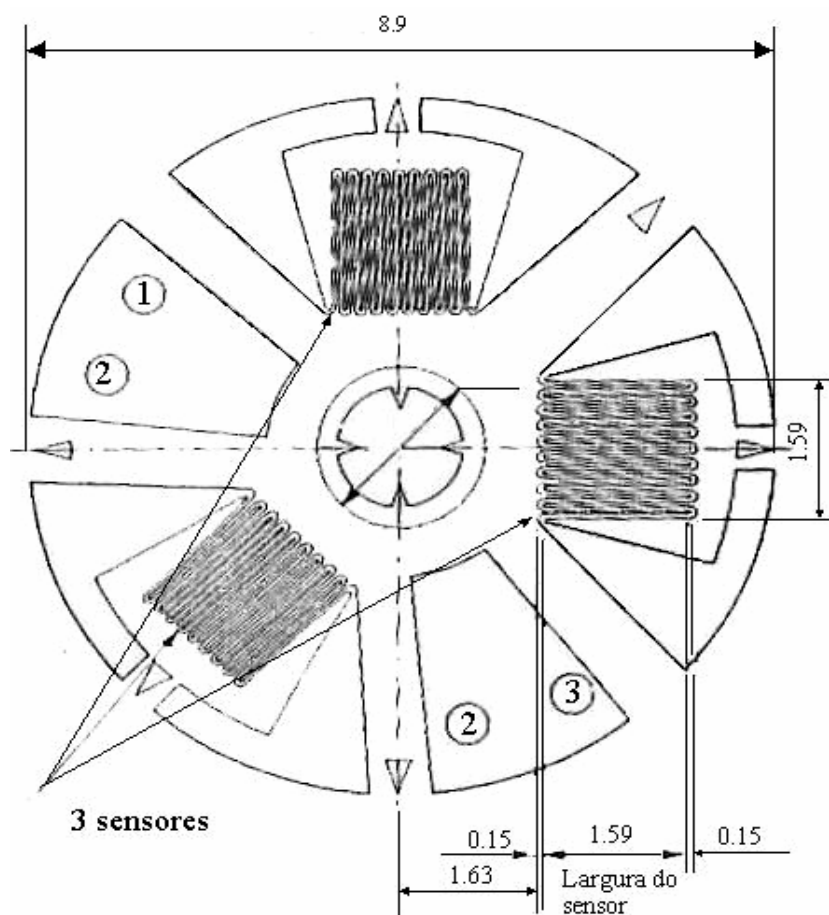


Figura 2.10 – Roseta extensométrica tipo MM 062-RE (dimensões em mm)
(Schajer, 1981).

Após a confecção do furo a modificação das tensões internas de uma peça é mostrada através de deslocamentos e deformações na superfície do redor ao furo. E o efeito do alívio de um campo de tensão uniaxial através de usinagem de um furo é enfatizado na Figura 2.11, onde estão apresentados diversos anéis concêntricos de deformação na sua forma original (em linha cheia) e depois do alívio de tensões (em linhas tracejadas), onde o efeito da deformação está ampliado algumas centenas de vezes. Pode-se verificar que as deformações são maiores nos anéis próximos da borda do furo (ASTM, 1993).

Através do princípio da superposição pode-se chegar a soluções analíticas exatas para campos de tensão uniaxial ou biaxial em placas finas infinitas onde o furo é passante e onde a tensão é constante com a profundidade. Quando se faz o uso das formulações matemáticas para o método do furo cego consideram-se a isotropia, o estado plano de tensões e a homogeneidade do material assim como o conhecimento do módulo de elasticidade e do coeficiente de Poisson. Utilizando-se relações constitutivas para a elasticidade linear, pode-se através das deformações medidas ou dos deslocamentos, calcular as tensões principais e suas orientações.

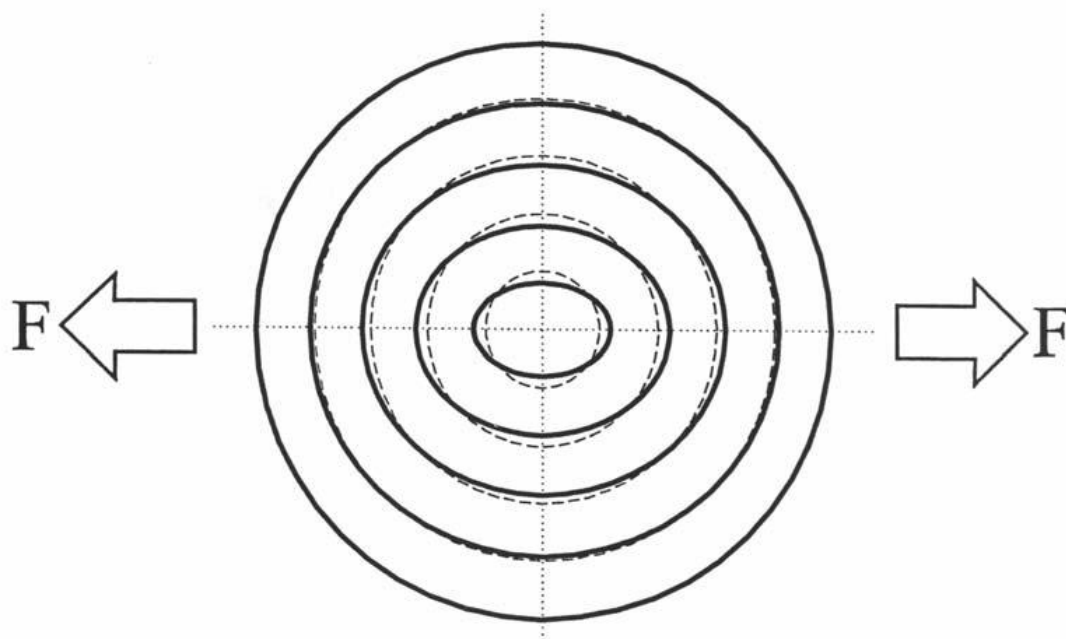


Figura 2.11 – Representação por anéis deformados, do efeito do alívio de tensões do método do furo (Rodacoski, 2002).

2.3.2 Método de Difração de Raio-X

Este já é um método consagrado e bastante utilizado para medições de tensões residuais em peças de diversas formas e tamanhos na engenharia. A deformação do reticulado cristalino é avaliada pela difração de raios-x e as tensões são calculadas pela proporcionalidade entre a tensão e a deformação no regime elástico.

Os raios-X ao incidirem sobre um corpo, uma parte dele é absorvida pelos átomos, enquanto outra é refletida em todas as direções da área irradiada. Denominamos isto como espalhamento de raios-X.

As substâncias são divididas em substâncias cristalinas e substâncias amorfas. As substâncias cristalinas são as que os átomos estão irregularmente arranjados em três dimensões.

Na dispersão ou espalhamento de raios-X por substâncias cristalinas, ao contrário daquelas de substâncias amorfas, a dispersão devido a cada átomo que compõe um cristal é reforçada em certa direção específica com certa variação angular muito pequena e são propagados. Este fenômeno é denominado difração (Cullity, 1967). Quando o ângulo de difração feito por incidência de feixes de raios-X e o mesmo é difratado e designado como 2θ , onde metade deste ângulo 2θ é chamado de ângulo de BRAGG. Este 2θ é determinado pelo arranjo dos átomos. As condições de difração são expressas pela equação de BRAGG, Eq. 2.5 (Norton, 1973).

$$n\lambda = 2d.\text{sen}2\theta \quad (2.5)$$

Onde:

d - distância interplanar;

θ - ângulo entre feixe incidente e o plano difrator;

λ - comprimento de onda,
 n - um inteiro.

Qualquer cristal tem diferente dinâmica de estrutura (rede plana ou gradeamento) que resulta de um número interplanar de acordo. O ângulo de BRAGG corresponde a um deles. Na Figura 2.12 somente se satisfaz a condição de difração, mas o outro d pode ser o mesmo se a direção dos raios-X incidente é variada propriamente.

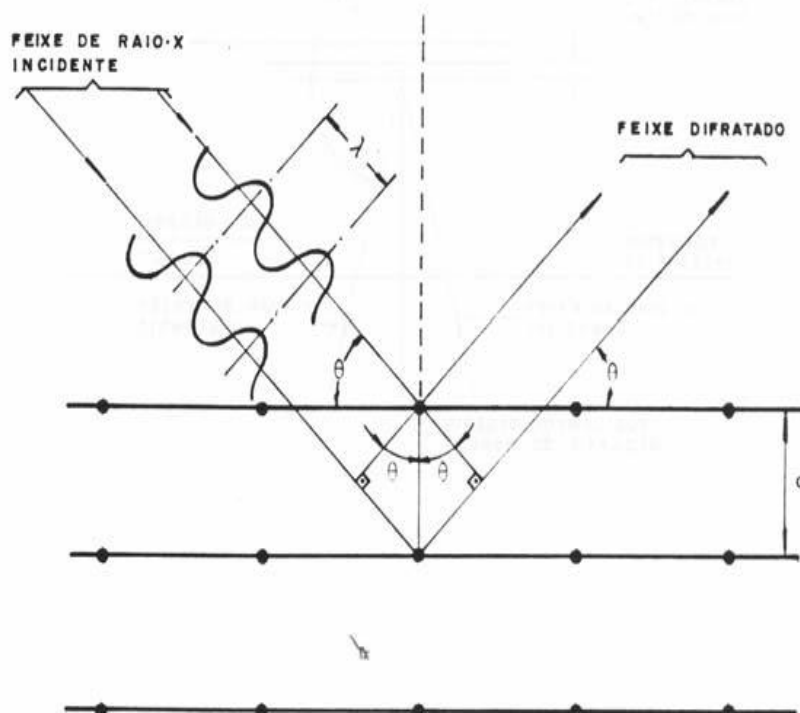


Figura 2.12 - Fenômeno da difração de raios-x por um cristal (Munhoz, 1983).

Quando a distância interplanar é determinada pela difração normal mensurada por d onde $\psi = 0$ e $d\psi$, para o ângulo incidente igual ao ψ , então a correspondente tensão é determinada pela Eq. 2.6:

$$\sigma = \frac{d\psi - d_{\perp}}{d_{\perp}} \cdot \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi} \quad (2.6)$$

Onde:

σ = Tensão residual

$d\psi$ = Distância interplanar, ângulo de incidência e ψ

$d_{\perp}$ = Distância interplanar, ângulo de incidência e a normal

E = Módulo de Young

ν = número de Poisson

ψ = Ângulo de incidência.

Como basicamente os instrumentos de difração de raios-X medem os ângulos nos quais ocorrem as máximas intensidades difratadas para cada posição de irradiação da amostra cristalina, tem instrumentos que utilizam filmes sensíveis a esta radiação, como também tem outros mais modernos, que são baseados em foto detectores eletrônicos. Através destes, foto detectores, pode-se identificar o ângulo de máxima irradiação com pequena incerteza. O uso de filme foto sensível conduzem a maiores erros, principalmente devido à ocorrência de bordas mal definidas e manchas.

Existem três técnicas básicas de medição das tensões residuais utilizando a difração de raios-X (ASTM, 1996). Técnicas, da dupla exposição, da simples exposição e de múltiplas exposições. A quantidade de exposição se refere à quantidade de ângulos de exposição, tais como, ângulos entre a normal à superfície da peça e o plano formado pelo feixe de raios-X incidente e o difratado.

O método de difração de raios-X é empregado para determinação do campo de tensões numa camada em torno de 5 μm (Middleton, 1987), porém, quando aplicada junto com técnica de decapagem química, possibilita análise de profundidades maiores, em torno de 0,1 mm ou mais, e também a determinação de gradientes de tensões ao longo da profundidade. O diâmetro do feixe de raio-X pode variar de 1 a 8 mm, dependendo do instrumento, e a área da superfície amostrada depende deste diâmetro.

O método de difração de raios-X além de exigir operadores especializados devido à cuidadosa preparação da superfície com a decapagem química, e o equipamento é muito dispendioso e apresenta perigo devido a irradiação.

A incerteza do método de difração de raios-X é muito afetada por variedades de três parâmetros metalúrgicos, o tamanho de grão, as impurezas e os vazios, que são muitas vezes impossíveis de serem quantificados para que se possam aplicar as correções. Quando satisfazemos as condições a seguir, os resultados das medições são menos afetados por erros: (a) os materiais possuem um comportamento linear elástico, (b) quando o material policristalino, pelo menos na região irradiada pelos raios-x, é homogêneo e isotrópico, (c) quando as tensões são constantes na área irradiada. Tomando estes cuidados, a incerteza do método é de cerca de ± 15 MPa, influenciada pela incerteza de medição dos ângulos pelo goniômetro, na ordem de 0,5 minuto.

Num corpo onde existam tensões, podem ser encontrados três planos, perpendiculares entre si, onde não existam tensões de cisalhamento. As tensões normais a esses planos são as tensões principais e denominam-se σ_1 , σ_2 e σ_3 . As direções dessas tensões são as direções principais indicadas. As deformações associadas às tensões principais são as deformações principais, e são denominadas ε_1 , ε_2 e ε_3 (Munhoz, 1983).

Nas direções principais as relações entre tensões e deformações são dadas pelas relações das Eq. 2.7, 2.8 e 2.9.

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\varepsilon_2 + \varepsilon_3)] \quad (2.7)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_3 + \sigma_1)] \quad (2.8)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E} [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)] \quad (2.9)$$

Onde:

E = módulo de Young

ν = Coeficiente de Poisson.

Considerando uma parte da superfície de um corpo submetido a um estado qualquer de tensões, como o da Figura 2.13, com as tensões σ_1 e σ_2 paralelas à superfície e σ_3 nula, as relações das Eq. 2.7, 2.8 e 2.9 ficam:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu \sigma_2] \quad (2.10)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu \sigma_1] \quad (2.11)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu \sigma_2] \quad (2.12)$$

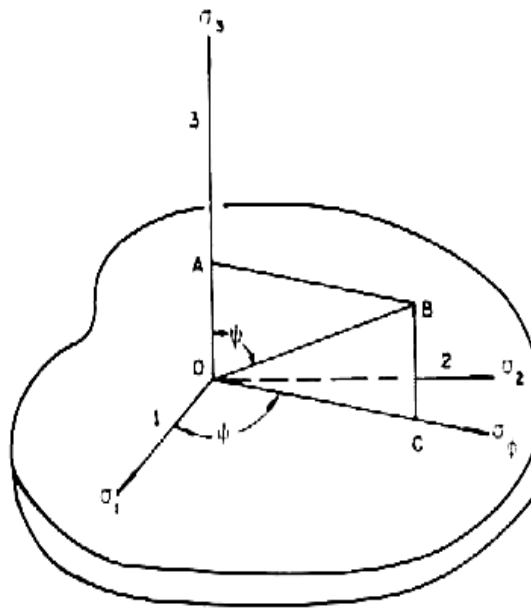


Figura 2.13 – Superfície de um corpo submetido a um estado de tensões.
(Munhoz, 1983)

No caso, $\sigma_3 = 0$ e σ_ϕ é a tensão que se deseja conhecer.

Pela Eq. 2.16 pode-se observar que apesar de σ_3 ser nula, ε_3 não é, a menos quando $\sigma_1 = -\sigma_2$.

Na Figura 2.14 está mostrada a tensão σ_ϕ que se deseja conhecer, pertencente ao plano de superfície e fazendo um ângulo Φ com relação à σ_1 . Para a determinação de σ_ϕ o mais recomendado é usar um elemento elíptico de volume, ou seja, um elipsóide de tensões e deformações, conforme mostrado na Figura 2.14.

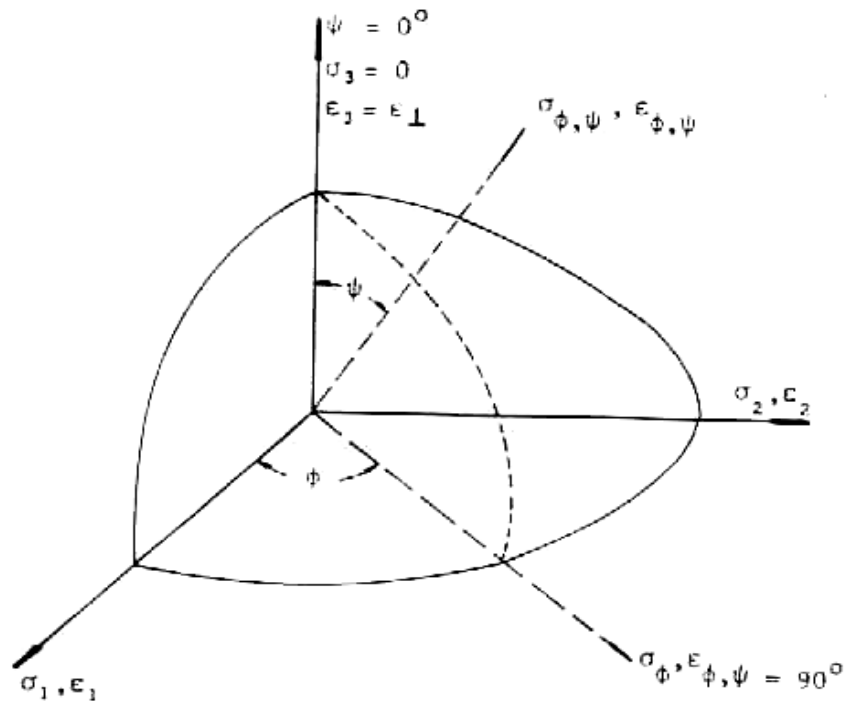


Figura 2.14 – Elipsóide de tensões e deformações (Munhoz, 1983)

Na Elipsóide, a deformação $\varepsilon_{\phi,\psi}$ pode ser expressa em função das deformações principais, como:

$$\varepsilon_{\phi,\psi} = \varepsilon_1 \alpha_1^2 + \varepsilon_2 \alpha_2^2 + \varepsilon_3 \alpha_3^2 \quad (2.13)$$

Onde : α_1 , α_2 e α_3 são os co-senos diretores do vetor de deformação $\varepsilon_{\phi,\psi}$, com relação as direções das deformações principais ε_1 , ε_2 e ε_3 ; e são dados pelas relações das Eq. 2.16, 2.17 e 2.18.

$$\alpha_1 = \cos \varphi . \sin \psi \quad (2.14)$$

$$\alpha_2 = \sin \varphi . \sin \psi \quad (2.15)$$

$$\alpha_3 = \cos \psi = \left(1 - \sin^2 \psi\right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.16)$$

De forma análoga, define-se:

$$\sigma_{\phi,\psi} = \sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2 + \sigma_3 \alpha_3^2 \quad (2.17)$$

Neste caso, a elipsóide de deformações é mais útil para o cálculo das tensões residuais, no entanto na prática serão medidas as deformações e, a partir delas, calculadas as tensões.

Colocando-se os valores das Eq. 2.10, 2.11 e 2.12 na Eq. 2.13, obtém-se:

$$\varepsilon_{\varphi,\Psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2) - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (2.18)$$

Colocando-se os valores dos co-senos diretores na Eq. 2.18, tem-se:

$$\varepsilon_{\varphi,\Psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi) \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (2.19)$$

Analisando a Eq. 2.17 e lembrando que o valor de interesse é σ_Φ , ou seja, $\sigma_{\Phi,\Psi}$ para o ângulo $\Psi = 90^\circ$, obtém-se:

$$\sigma_{\Phi,\Psi=90} = \sigma_\varphi = \sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi \quad (2.20)$$

Usando a Eq. 2.20 na 2.19, resulta em:

$$\varepsilon_{\varphi,\Psi} = \left(\frac{1+\nu}{E} \right) \sigma_\varphi \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (2.21)$$

Na continuação da dedução, serão consideradas as características intrínsecas às técnicas de difração de raios-X, uma vez que a mesma será usada para medir variações nas distâncias interplanares do metal para determinação do valor das tensões residuais.

Quando um feixe de raios-X com comprimento de onda “ λ ” incide sobre um cristal, ocorre difração com um ângulo “ θ ” em relação aos planos cuja distância interplanar é “ d ”, obedecendo a Lei de Bragg, conforme Eq.2.5.

É interessante visualizar a Figura 2.12 de outra forma, onde, o feixe de raios-X interagindo com o cristal nas direções de interesse, para a determinação da tensão superficial σ_Φ . Isto pode ser visto na Figura 2.15.

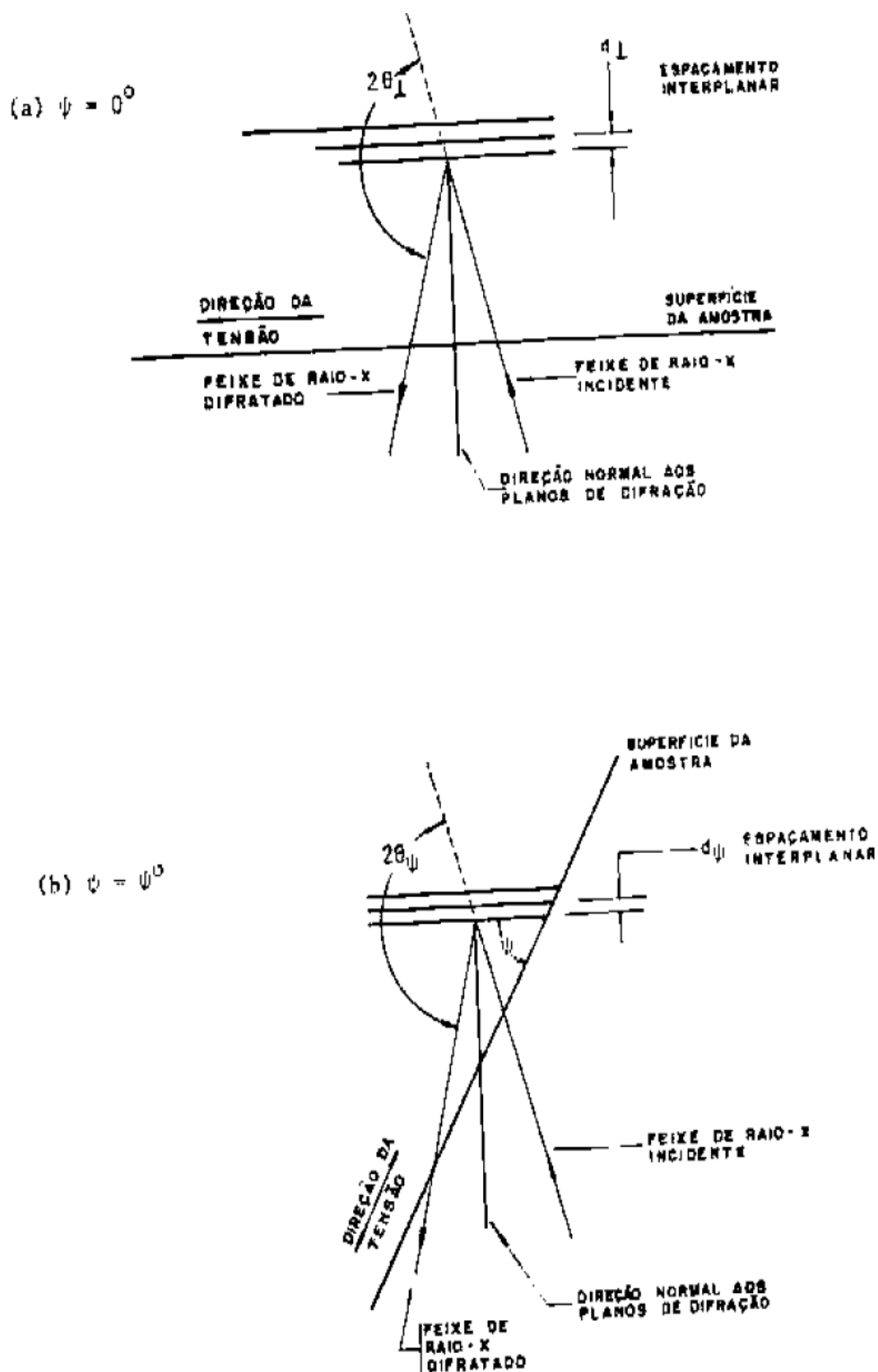


Figura 2.15 - Planos que formam diferentes ângulos com relação à superfícies , cujas distâncias interplanares são medidas com difratômetro de raios-X (Munhoz, 1983) (Apud Pitella 2003).

- (a) amostra com $\Psi = 0^\circ$, de modo a medir-se $d_\perp$
 (b) amostra com $\Psi = \Psi^\circ$, de modo a medir-se d_Ψ

Da Lei de Bragg, podem ser determinadas as distâncias interplanares $d_\perp$ e d_Ψ . Desta maneira, podem-se conhecer as deformações que ocorrem no reticulado cristalino a partir das seguintes relações:

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_\perp = \frac{d_\perp - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0} \quad (2.22)$$

Onde:

$\varepsilon_3 = \varepsilon_\perp$ = deformação normal, ou seja, com $\Psi = 0^\circ$;

$d_\perp$ = distância interplanar com $\Psi = 0^\circ$; e

d_0 = distância interplanar com deformação nula.

Analogamente, quando o cristal é girado de um ângulo Ψ , tem-se:

$$\varepsilon_{\phi, \Psi} = \frac{d_\Psi - d_0}{d_0} \quad (2.23)$$

Onde:

$\varepsilon_{\phi, \Psi}$ = deformação verificada com a amostra girada de um ângulo Ψ ; e

d_Ψ = distância interplanar medida com $\Psi = \Psi_0$.

Como $\varepsilon_3 = \varepsilon_\perp$, pode-se substituir a Eq. 2.12 na 2.21. Então:

$$\varepsilon_{\phi, \Psi} = \left(\frac{1 + \nu}{E} \right) \sigma_\phi \sin^2 \Psi + \varepsilon_\perp \quad (2.24)$$

Organizando os termos desta equação, têm-se:

$$\sigma_\phi = (\varepsilon_{\phi, \Psi} - \varepsilon_\perp) \frac{E}{1 + \nu} \frac{1}{\sin^2 \Psi} \quad (2.25)$$

No entanto:

$$(\varepsilon_{\phi, \Psi} - \varepsilon_\perp) = \frac{d_\Psi - d_0}{d_0} - \frac{d_\perp - d_0}{d_0} = \frac{d_\Psi - d_\perp}{d_0} \quad (2.26)$$

Pode-se substituir “ d_0 ” por “ $d_\perp$ ” com um erro desprezível; então, a Eq. 2.26 fica:

$$(\varepsilon_{\phi, \Psi} - \varepsilon_\perp) = \frac{d_\Psi - d_\perp}{d_\perp} \quad (2.27)$$

Introduzindo a Eq. 2.27 na 2.25, obtém-se:

$$\sigma_{\phi} = \frac{d_{\Psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}} \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \frac{1}{\sin^2 \Psi} \quad (2.28)$$

A Eq. 2.28 permite calcular o valor da tensão σ_{ϕ} , usando o difratômetro de raios x, pois os valores de E , ν e Ψ são conhecidos, e os valores de d_{Ψ} e $d_{\perp}$ podem ser obtidos do difratômetro. Porém é mais conveniente, por economia de tempo, conseguir o valor de σ_{ϕ} em função do ângulo de difração, já que os equipamentos de raios-x fornecem diretamente o valor do ângulo “ 2θ ” mostrado na Figura 2.14.

Para conseguir a Eq. 2.28 em função de “ 2θ ”, deve-se inicialmente diferenciar a Lei de Bragg. Obtém-se, então:

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \cdot \Delta \theta \quad (2.29)$$

Que equivale a:

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \cdot \left(\frac{\Delta 2\theta}{2} \right) \quad (2.30)$$

Levando-se os resultados da Eq. 2.30 para a Eq. 2.28, resulta em:

$$\sigma_{\phi} = (2\theta_{\perp} - 2\theta_{\Psi}) \cdot \frac{\cot \theta}{2} \cdot \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \cdot \frac{1}{\sin^2 \Psi} \cdot \frac{\Pi}{180} \quad (2.31)$$

Na pratica, o valor da $\cot \theta$ é considerado uma constante e seu valor é aproximado para $\cot \theta_{\perp}$, ou $\cot \theta_0$, quando conhecido θ_0 . No caso do aço, quando usualmente se mede 2θ para os planos (211) da martensita ou ferrita, adota-se $2\theta = 155,8^\circ$. Essa aproximação leva a um erro desprezível para medições, onde a diferença ($2\theta_{\perp} - 2\theta_{\Psi}$) é pequena. No caso do aço, esse valor de 2θ raramente ultrapassa $1,5^\circ$.

Pode-se escrever a Eq. 2.31 de forma simplificada:

$$\sigma_{\phi} = K(2\theta_{\perp} - 2\theta_{\Psi}) \quad (2.32)$$

$$= \frac{\cot \theta}{2} \cdot \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \cdot \frac{1}{\sin^2 \Psi} \cdot \frac{\Pi}{180} \quad (2.33)$$

Portanto para obter-se o valor de σ_{ϕ} , basta determinar o valor do ângulo de difração $\theta_{\perp}$, com a amostra na posição $\Psi = 0^\circ$, e o ângulo de difração de $2\theta_{\Psi}$, com a amostra girada de um ângulo Ψ (para, $\Psi = 45^\circ$). O valor da diferença entre os dois ângulos é multiplicado pelo fator de tensão “K”, que é característico do material da amostra e das condições experimentais; obtém-se, então, o valor da tensão residual na direção desejada. Para melhor visualização, a tensão que está sendo determinada fica na direção paralela ao plano da mesa do goniômetro, e perpendicular ao eixo de rotação do mesmo.

Assim os princípios da técnica de dupla exposição utilizados nas medições de tensão (com cabeçote $\text{sen}^2\psi$) utilizando estes equipamentos portáteis, são baseados na determinação destes dois componentes de deformação (Cohen, 1987). As vantagens práticas de um aparelho de raios-X consistem nas possibilidades de realizar medições tanto de tensões como de análise de fases (Monin, 2000).

2.4 Máquina de Medição por Coordenadas

Pelos métodos convencionais, é difícil obter uma medição confiável, isto é, dentro dos padrões de tolerância especificados, de uma superfície complexa, em função das suas limitações. Devido a isto, as máquinas de medir por coordenadas (MMC) surgiram como uma solução para esse problema. Suas características de flexibilidade, alta velocidade de medição, baixo nível de incertezas, além da grande aplicabilidade, onde são poucas as dimensões inviáveis de serem medidas, têm motivado a sua utilização em várias situações tais como: medições de peças complexas, uso em chão de fábrica integrada à produção, laboratórios de calibração para instrumentos e medidas materializadas.

A medição por coordenadas se baseia na tecnologia que traz um princípio que envolve aquisição das coordenadas de pontos sobre a peça onde serão feitas as medições e um posterior processamento matemático (chamada geometria substituta). Várias formas de acionamento são disponíveis para execução da tarefa de medição com as máquinas de medir por coordenadas, que representa um sistema de coordenadas cartesianas.

2.4.1 Princípio da Medição por Coordenadas

Esta metrologia é um conjunto de técnicas que têm por objetivo determinar parâmetros dimensionais através da medição das coordenadas (x_i, y_i, z_i) de pontos sobre a superfície de uma peça e processar estes parâmetros matematicamente (Rolim, 2003). Acompanha a máquina um programa computacional com algoritmos matemáticos adequados para ajustar os pontos coordenados às geometrias (conhecidas como geometrias substitutas), que modela a peça que vai ser medida, resultando em vários tipos de medições. O método dos mínimos quadrados é o mais utilizado pelos fabricantes de máquinas de medir por coordenadas, para ajustar os pontos coordenados para obtenção das geometrias substitutas (Rolim, 2003). A Figura 2.16 representa o princípio da medição por coordenadas.

2.4.2 Composição Básica de uma Máquina de medição por Coordenadas

O conceito de uma MMC pode ser visto como um conjunto de sistemas que funciona de forma integrada e realiza a materialização de um sistema de coordenadas cartesianas movendo-se nos três eixos, para determinar as coordenadas espaciais em uma determinada peça. Os eixos do sistema cartesiano são representados por um sistema de guias com mancais aerostáticos e escalas optoeletrônicas ou por um sistema a laser, para determinar as coordenadas com um cabeçote apalpador montado para funcionamento em um dos eixos coordenados (Rolim, 2003).

Uma MMC é formada por equipamentos mecânicos (estrutura de sustentação, mesa, mancais, guias eixos e acionamentos), eletro-eletrônicos (servo-motores, controladores, cabeçote apalpador, circuitos de controle), ópticos (escalas de medição optoeletrônicas), com funcionamento integrado gerenciado por um computador e através de processamento computacional para medição (Figura 2.17).

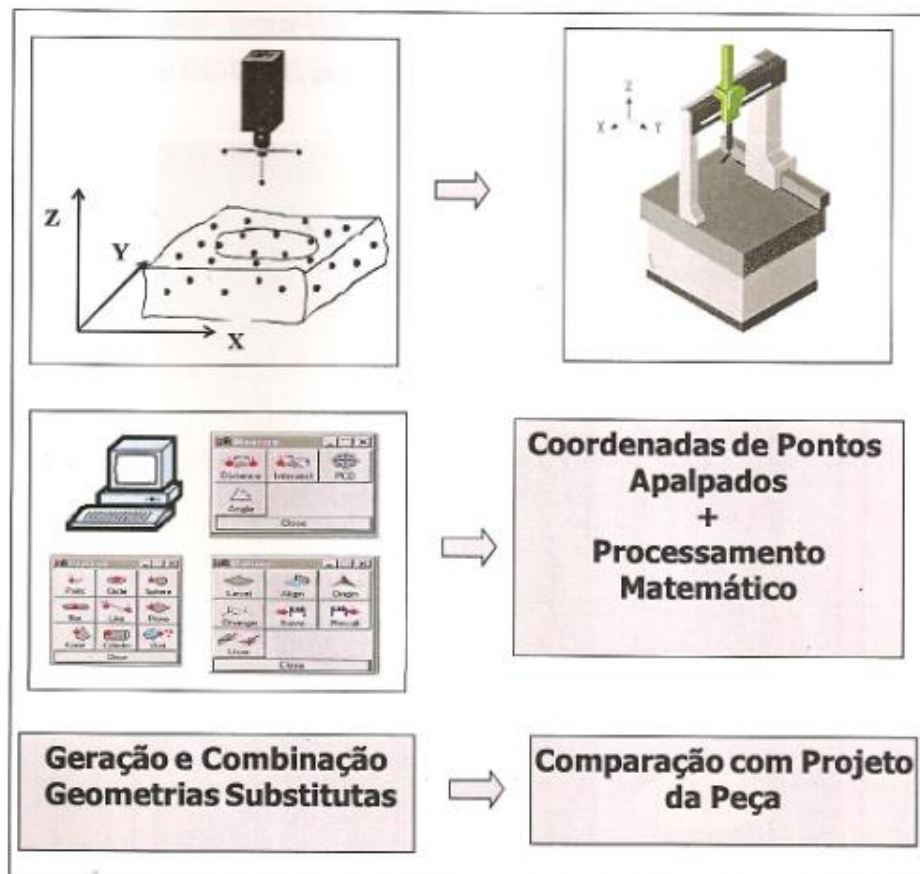


Figura 2.16 – Representação do princípio da medição por coordenadas (Apud Rolim, 2003).

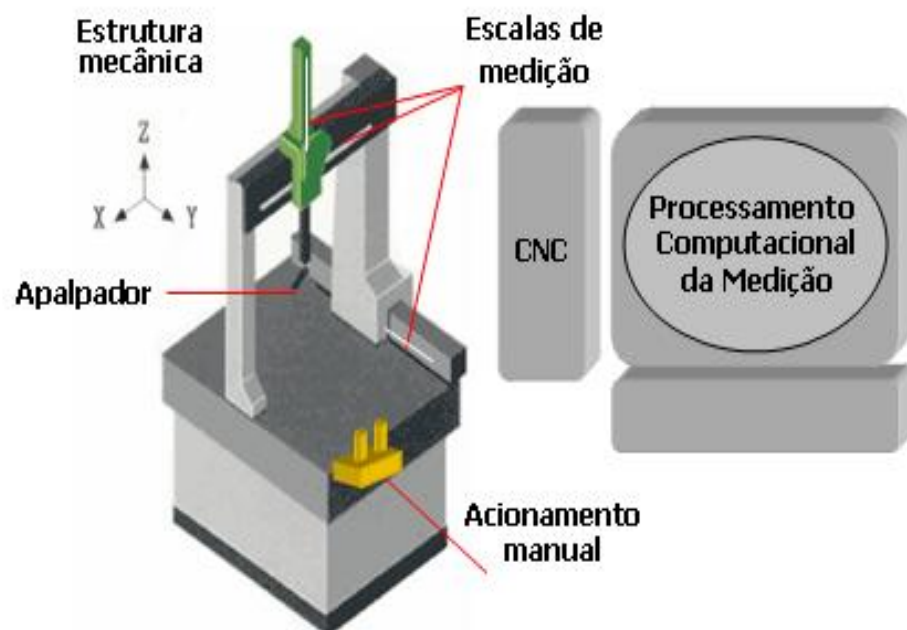


Figura 2.17 – Composição básica de uma MMC (Apud Rolim, 2003).

2.5 Evolução Microestrutural

2.5.1 Evolução Microestrutural durante a Deformação

A evolução microestrutural se dá através de modificações impostas ao material por processos e condições.

Nos metais a microestrutura sofre mudanças durante a deformação plástica, como, as mudanças no formato dos grãos, tornando-se mais alongados, seguida de um grande aumento da área dos contornos de grão. Concomitantemente, discordâncias são geradas durante a deformação e interagem entre si levando a formação de subestruturas mais complexas (Humphreys e Hatherly, 2004).

Conforme o modelo da subdivisão dos grãos proposto por Hansen e colaboradores a deformação plástica em metais com média e alta energia de defeito de empilhamento ocorre em duas escalas (Hansen, 1990, 1992; Bay *et al*, 1992). Os grãos grosseiros subdividem-se em diferentes componentes cristalográficos, tais como, pela formação de bandas de deformação e cisalhamento (Hughes, 1993). O cristal continua a subdividir-se, numa escala microscópica, com a multiplicação de discordâncias e a formação de contornos (Kuhlmann-Wilsdorf, 1991).

Estes contornos geometricamente necessários são bastante complexos. Grupos de células de discordâncias separadas por densas paredes de discordâncias e microbandas aparecem na microestrutura após pequenas e médias deformações. Os menores volumes desta subdivisão são células de discordâncias com morfologia equiaxial. As células de discordâncias ficam mais achatadas e as densas paredes de discordâncias e as microbandas são substituídas por estrutura laminares devido ao aumento da deformação aplicada.

Estes contornos lamelares alinham-se com a direção de laminação e a diferença de orientação entre as regiões delimitadas por eles aumenta, com o aumento da deformação. O modelo desenvolvido por Hansen e colaboradores é usado com sucesso para descrever a evolução microestrutural de diversos metais com média e alta energia de defeito de empilhamento e com estruturas CFC e CCC, durante a deformação plástica sob taxas de deformação inferiores a 500 s^{-1} (Hansen, 1990, 1992; Hughes, 1997).

Pode-se ver na Figura 2.18 a evolução microestrutural conforme o modelo da subdivisão dos grãos.

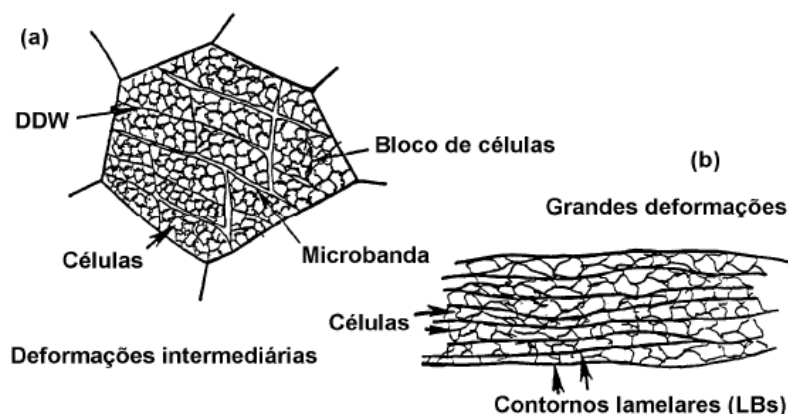


Figura 2.18 - Esquema da microestrutura no estado encruado: a) deformações intermediárias e b) grandes deformações ($\epsilon > 1$) (Hughes, 1997; Sandim, 2003).

2.5.2 Fatores que Afetam a Microestrutura do Metal Deformado

Durante a deformação plástica de um metal a microestrutura formada depende de vários fatores, como a energia de defeito de empilhamento. A distribuição de discordância em metal encruado é bastante dependente desta energia, pois suas discordâncias têm baixa mobilidade quando um metal com esta baixa energia é deformado. Isto se deve ao fato das discordâncias parciais estarem bastante afastadas entre si que dificulta o escorregamento. No entanto metais com alta energia de defeito de empilhamento permitem ter discordância com alta mobilidade por possuírem discordâncias separadas em parciais próximas umas das outras que não dissociam na prática. Então um metal com baixa energia, dependendo da deformação, apresenta maior densidade de discordância que um metal com alta energia. Isto se deve à mobilidade e por conseqüência à eliminação e rearranjo de discordância, e é mais comum em metais e ligas com a alta energia (Padilha, 2005). A presença de soluto modifica esta energia no material, influenciando a distribuição de discordâncias após a redução a frio. Em função da interação com os átomos de soluto a mobilidade das discordâncias diminui.

Durante a recristalização algumas características em metais podem ser explicadas em função da distribuição heterogênea da deformação plástica no mesmo grão e de um para outro. Dentro de um grão, estas diferenças são acentuadas quando comparadas as estruturas de discordâncias desenvolvidas nas regiões próximas aos contornos de grãos e interior dos mesmos (Hirth, 1972; Randle *et al*, 1996). Em metais com estrutura de grãos grosseiros tendem a ocorrer com maior freqüência às heterogeneidades de deformação (Hansen, 1992). As regiões que apresentam maior densidade de defeitos cristalinos são as das heterogeneidades de deformação e normalmente exibem maiores diferenças de orientação. Assim nestas regiões é onde a nucleação da recristalização é preferencial.

As variações de quantidade de defeitos cristalinos podem ocorrer entre grãos como também dentro de um mesmo grão. As bandas de cisalhamento são heterogeneidades que tem a característica de atravessar vários grãos, e as bandas de transição (Figura 2.19) são heterogeneidades formadas entre partes de um mesmo grão, assim como as maclas de deformação são heterogeneidades que ocorrem de preferência e estruturas com poucos sistemas de deslizamento, digamos baixa simetria, que é a deformação em baixas temperaturas e altas taxas de deformação (Lee *et al*, 1993; Marquis, 1997; Chen *et al*, 1999; Padilha, 2005).

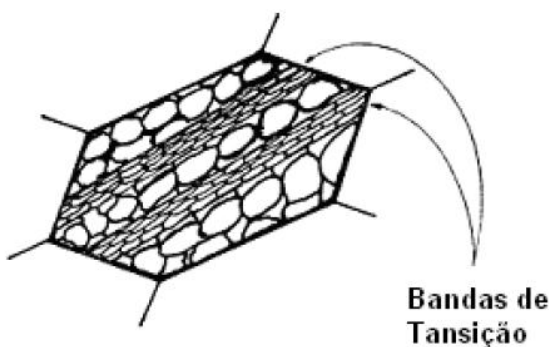


Figura 2.19 – Desenho esquemático mostrando uma banda de transição em um material deformado (Padilha, 2005).

2.5.3 Microestrutura da Zona Fundida (ZF)

A poça de fusão solidifica-se inicialmente como ferrita, podendo sofrer uma reação peritética com a formação de austenita no caso dos aços com baixo teor de carbono e baixa liga. A ferrita delta remanescente transforma-se em austenita durante o processo de resfriamento. Esta sofre um grande crescimento de grão devido às elevadas temperaturas, com tendência a apresentar uma estrutura de grãos grosseiros e colunares, semelhante à estrutura original de fusão da ZF. A austenita se decompõe, em temperaturas inferiores a 900°C, resultando em diferentes produtos ou constituintes.

Para os aços de baixo carbono e de baixa liga, a estrutura da zona fundida do metal de solda depende de inúmeros fatores. Esta zona apresenta aspectos macroscópicos consequentes do crescimento colunar e epitaxial e dos padrões de segregação consequentes da solidificação da solda. Estes aspectos, junto com o estado inicial da austenita (composição, microsegregações, tamanho de grão, e estado de deformações) as condições de aquecimento e resfriamento e as características da população de inclusões e precipitados existentes influenciarão a microestrutura do cordão de solda (Solari, 1981).

A microestrutura da ZF será formada por produtos da decomposição da austenita em ferrita, carbonetos e martensita durante o resfriamento, onde a ferrita pode assumir diferentes morfologias, algumas difícil de distinguir, quando se trata de uma solda em um só passe. Já na solda de vários passes, a microestrutura será mais complexa, formada por regiões reaquecidas e alteradas pelos ciclos térmicos de cada passe, e por regiões que permaneceram basicamente inalteradas. As características desta microestrutura são fundamentais na determinação das propriedades finais da ZF.

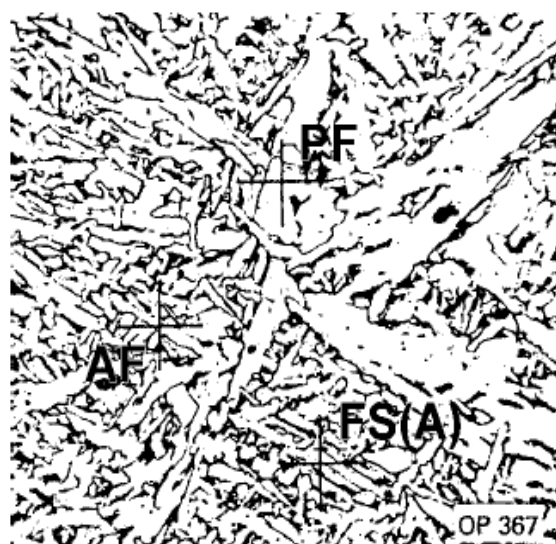
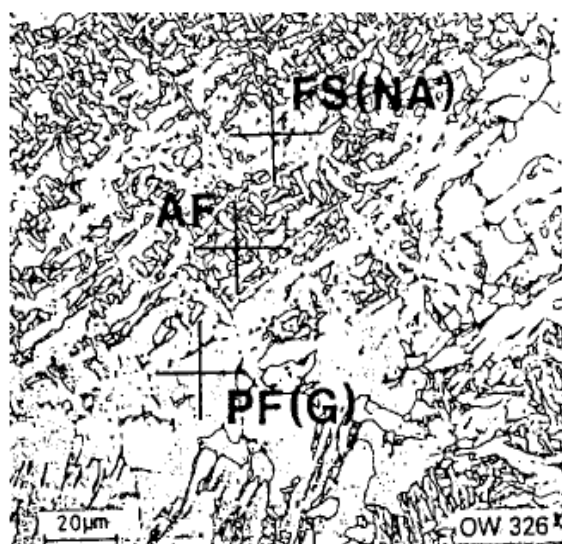
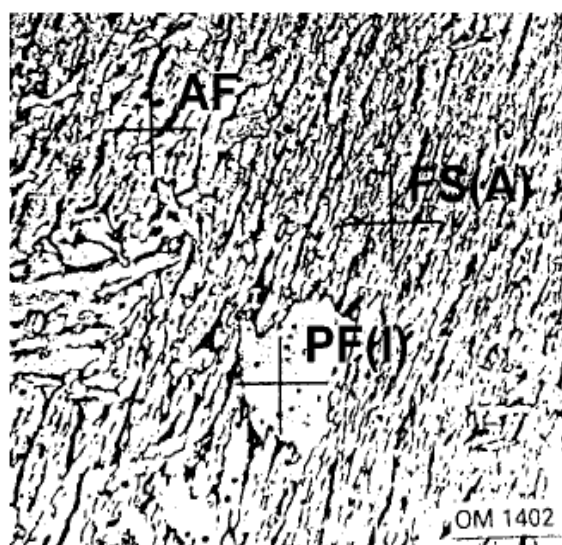
As fases que resultam da decomposição da austenita são praticamente: ferrita, cementita e martensita. Além destas, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas que é a austenita retida, e diferentes precipitados como carbonetos, nitretos, etc..., e além de inclusões. As fases podem aparecer na forma de diferentes constituintes, o que dificulta ainda mais a diferença de aparência destes constituintes em relação aos do metal base. O Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes do metal de solda, em 1988, baseado na observação com o microscópio ótico, que é o mais aceito atualmente. Segundo este sistema, os constituintes mais comuns da zona fundida podem ser classificados como:

- martensita – M;
- ferrita de contorno de grão – PF(G);
- ferrita poligonal intragranular – PF(I);
- ferrita com segunda fase alinhada - FS(A);
- ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA);
- ferrita acicular – FA;
- agregado ferrita-carboneto – FC.

Segundo o sistema de classificação do IIW (IIW, 1988) podemos observar na Tabela 2.5 um resumo das características destes constituintes e este sistema é ilustrado na Figura 2.20. Normalmente, é necessário realizar metalografia quantitativa no metal de solda em estudos que envolvem a correlação entre a microestrutura e as propriedades do metal de solda, determinando-se a fração ou predominância de seus diferentes constituintes.

Tabela 2.5 - Constituintes da zona fundida de aços ferríticos observados ao microscópio ótico, segundo o sistema do IIW (IIW, 1988).

Constituinte	Código	Descrição
- Ferrita Primária	- Ferrita de Contorno de Grão PF(G)	Veios de grãos poligonais associados com os contornos austeníticos prévios.
	- Ferrita Poligonal Intragranular PF(I)	Grãos de ferrita usualmente poligonais, localizados dentro dos grãos austeníticos prévios e mais 3 vezes maiores do que os grãos ou lâminas adjacentes de ferrita.
- Ferrita Acicular	AF	Grãos de ferrita pequenos e não alinhados localizados no interior dos grãos austeníticos prévios. Uma região de AF comumente inclui placas isoladas de grande razão de forma (relação entre o maior e o menor eixo).
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada	FS(A)	Duas ou mais placas paralelas de ferrita. No caso de apenas duas placas, a razão de forma deve ser maior do que 4:1. Se o operador tiver segurança, este constituinte pode ser sub-classificado como placa lateral de ferrita, bainita superior ou inferior, FS(SP), FS(UB) ou FS(LB).
- Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada	FS(NA)	Ferrita envolvendo completamente ou (i) "microfases" aproximadamente equiaxiais ou distribuídas aleatoriamente ou (ii) lâminas isoladas de AF.
- Agregado Ferrita Carboneto	FC	Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo ferrita com carbonetos "interfásicos" e perlita. Se o agregado é claramente identificado como perlita, ele deve ser designado como FC(P). Se o agregado for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico prévio, ele deve ser desprezado.
- Martensita	M	Colônias de martensita maiores que as lâminas adjacentes de ferrita. Se o operador estiver seguro, o constituinte pode ser classificado como martensita laminar ou maclada, M(L) ou M(T).



Chave:

- PF – Ferrita primária
- PF(G) – Ferrita de contorno de grão
- PF(I) – Ferrita intragranular poligonal
- AF – Ferrita acicular
- FS(A) – Ferrita com 2ª fase alinhada
- FS(NA) – Ferrita com 2ª fase não alinhada
- FC – Agregado ferrita-carboneto
- M – Martensita

Figura 2.20 – Microestrutura do metal de solda não alterado mostrando diferentes constituintes microestruturais (IIW, 1988).

2.5.4 Microestrutura da Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A microestrutura da ZTA vem das transformações estruturais do metal base devido aos ciclos térmicos e deformações durante o processo de soldagem. Pode-se considerar a ZTA dos aços transformáveis sendo formada por diferentes regiões à proporção que se afastam do cordão de solda como, a região de granulação grosseira, a região de granulação fina, a região intercrítica e a região subcrítica, representadas na Figura 2.21.

A região de granulação grosseira (GGZTA), ou região de crescimento de grão, localiza-se nas porções do metal base aquecidas acima de sua temperatura de crescimento de grão, que é em torno de 1200°C, que possui uma microestrutura formada pelo seu elevado tamanho de grão austenítico e sua microestrutura final resultante da decomposição da austenita. O tamanho de grão austenítico é governado basicamente por dois fatores, a temperatura de crescimento de grão do material e o ciclo térmico de soldagem (particularmente a sua temperatura de pico e o seu tempo de permanência acima da temperatura de crescimento de grão).

O crescimento de grão nesta região pode ser diminuído pela utilização de aços com maior temperatura de crescimento de grão, em uma determinada condição de soldagem. É o caso de aços tratados ao alumínio, que desenvolvem precipitados de nitreto de alumínio, onde permitem a obtenção de um material com granulação mais fina que impedem o crescimento de grão até temperaturas da ordem de 1250°C. Acima desta temperatura, a maioria dos precipitados entra em solução e o crescimento de grão torna-se rápido, onde, na linha de fusão, o tamanho de grão não é muito diferente daquele de aços não tratados.

Os ciclos térmicos em uma junta soldada dependem fortemente da energia de soldagem, para um dado material e geometria de junta. Quanto maior for o valor da energia de soldagem, mais grosseira será a granulação desta região e maior será a sua extensão. Então, os processos de soldagem ao Arco Submerso gera uma região mais extensa de crescimento de grão e de granulação mais grossa do que a soldagem com os processos Eletrodos Revestidos.

A microestrutura final, resultante da transformação da austenita, depende dos elementos de liga no aço e dos teores de carbono, do tamanho de grão austenítico e da velocidade de resfriamento da região (Lancaster, 1980). Primeiro forma-se a ferrita proeutetóide nos contornos de grão da austenita, nos aços de baixo carbono. No interior destes grãos forma-se uma estrutura composta de ferrita de Widmanstätten, perlita e bainita. A perlita pode se apresentar de uma forma atípica, como no caso da zona fundida. Com maiores velocidades de resfriamento e maiores teores de carbono e de elementos de liga, a quantidade de ferrita proeutetóide diminui ou desaparece e a austenita se transforma predominantemente em uma mistura de bainita superior e inferior e martensita. Ainda, a estrutura pode tornar-se completamente martensítica, em casos extremos. Um maior tamanho de grão austenítico, aumenta a temperabilidade do material e o tamanho médio dos produtos de sua decomposição. Assim, para certa velocidade de resfriamento, fatores que causam um maior crescimento de grão da austenita, levam à formação na ZTA, de uma estrutura final mais dura e grossa, devido a formação de estrutura bainítica e martensítica.

A região de granulação fina (GFZTA) ou de normalização localiza-se mais distante da linha de fusão que a GGZTA, sendo submetida a temperaturas de pico entre cerca de 1200°C (temperatura de crescimento de grão) e a temperatura de início de formação da ferrita, durante a soldagem. Esta região é similar à dos aços normalizados que é caracterizada por uma estrutura de granulação fina.

Na região intercrítica (ICZTA), durante a soldagem, o material é aquecido entre a temperatura de início de formação da ferrita e a temperatura da formação da eutetóide, sofrendo uma transformação parcial, fazendo com que parte de sua estrutura seja transformada em austenita, que se decompõe em seguida durante o resfriamento. Em um aço que antes da soldagem tem uma estrutura de ferrita e perlita, as regiões perlíticas (com 0,8% de carbono) e uma quantidade variável da ferrita junto à perlita se transformam em austenita durante o processo de soldagem. Se a velocidade de resfriamento for suficientemente elevada, estas regiões que se apresentam com um teor de carbono maior do que teor médio do aço, podem se transformar em martensita, durante o resfriamento. Assim, quando soldada, esta região se constitui de regiões de alta dureza incluídas em outras macias.

A região subcrítica (SCZTA) apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis ao microscópio óptico em aços na condição laminado a quente ou normalizado. Estas se resumem basicamente a uma pequena esferoidização da perlita. Em aços temperados e revenidos, as alterações microestruturais são mais intensas, ocorrendo um super-revenido das regiões da ZTA aquecidas acima da temperatura original de tratamento. Nestas condições, a região intercrítica é mais extensa e apresenta uma queda de dureza em relação ao metal base (Modenesi, 2004).

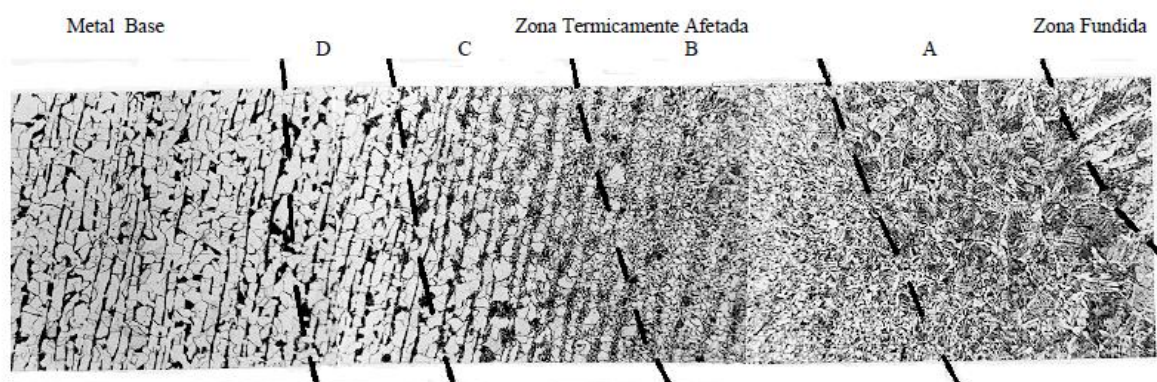


Figura 2.21 - Estrutura da ZTA de um aço de baixo carbono. As divisões aproximadas correspondem a: A - Região de Granulação Grosseira, B - Região de Grãos Finos, C - Região Intercrítica e D - Região Subcrítica. Ataque: nital + picral. Aumento original: 100X (Modenesi, 2004).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Introdução

3.1.1 Metal de Base

Os corpos de prova utilizados para o trabalho experimental foram chapas de aço naval de classificação ASTM AH32, fornecidas pelo Estaleiro Atlântico Sul, localizado no Porto de Suape - Cabo de Santo Agostinho - PE, com dimensões de 200,00 mm X 200,00 mm X 19,00 mm, bipartidas, ângulos do bisel de 25° (com o sentido da laminação coincidindo com o sentido do chanfro) e 35° (com o sentido da laminação ortogonal ao sentido do chanfro) para o processo de soldagem com eletrodo revestido (*Shielded Metal Arc Welding* - SMAW) e dimensões 300,00 mm X 300,00 mm X 19,00 mm, bipartidas, junta de topo sem chanfro (com o sentido da laminação ortogonal ao sentido da junta) para soldagem por arco submerso (*Submerged Arc Welding* - SAW), conforme Figura 3.1.



Figura 3.1 – Chapa de aço ASTM AH32, para corpo de prova.

As propriedades mecânicas e a composição química do metal de base estão representadas nas Tabelas 3.1 e 3.2, respectivamente.

Tabela 3.1 – Propriedades mecânicas do metal de base, segundo ASTM (Bureau Veritas, 1997).

	Limite Escoamento (MPa)	de Limite Resistência (MPa)	de Alongamento (%)
ASTM AH32	315 mín.	440-590	22 mín.

Tabela 3.2 – Composição química do metal de base, segundo a Mercantil Brasileira de Aço (MBA, 2010).

Elemento Químico	ASTM AH32
%C máx.	0,18
%Mn máx	0,9
%P máx.	0,04
%S máx.	0,04
%Al	0,06
%Ni	0,4
%Cr	0,25
%Mo	...
%Cu	...
%V	...
(%Nb + %V)	...

3.1.2 Consumível de Soldagem

O consumível de soldagem utilizado no processo SMAW foi o eletrodo revestido de classificação E7018 com diâmetro de 3,25 mm, e o utilizado no processo SAW foi o arame EM12K com diâmetro de 4,00 mm e o fluxo foi o 10.71.(F7A4), conforme normas AWS/ASME SFA 5.1 e 5.17, respectivamente. As propriedades mecânicas e a composição química do metal de adição do eletrodo revestido estão representadas nas Tabelas 3.3 e 3.4, respectivamente.

Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas do metal de adição, segundo norma AWS SFA 5.1 e A5.17 (ESAB, 2010).

	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
AWS E7018	530 - 590	27 – 32
AWS EM 12K	480 - 660	22

Tabela 3.4 – Composição química do metal de adição, segundo norma AWS/ASME SFA 5.1 e 5.17 (ESAB, 2010).

Elemento Químico	E7018	EM 12K
%C	0,07	0,10
%Mn	1,30	1,00
%Si	0,50	0,20

3.2 Métodos

3.2.1 Equipamentos, Processos e Parâmetros de Soldagem

Nestes experimentos, foram soldadas algumas chapas em duas diferentes condições pelo o processo SMAW (manual) e uma pelo processo SAW (automático). O segundo processo foi executado com o objetivo de se verificar se há ou não a influência do fator humano nos resultados das tensões residuais, devido a variações inerentes à operação de soldagem.

O equipamento usado no processo de soldagem SMAW foi uma fonte de tensão que é uma retificadora de solda que opera segundo a faixa de corrente 90-150 A (CC+) e a tensão de circuito aberto de 20-30 V.

No início deste trabalho experimental, foram realizados testes preliminares a fim de se encontrar uma corrente média de soldagem superior à corrente de transição, com o objetivo de se obter o melhor modo de transferência metálica na soldagem realizada.

Após os testes preliminares, foram realizados os experimentos utilizando os parâmetros de soldagem apresentados na Tabela 3.5.

Para a medição dos parâmetros de soldagem foi utilizado, um analisador de parâmetros constituídos de voltímetro e amperímetro.

Tabela 3.5 – Parâmetros de soldagem do processo SMAW.

Parâmetros	Raiz	Reforço	Acabamento
Corrente (A)	90	128	130
Tensão (V)	26	26	26
Velocidade (mm/s)	4,25	2,50	3,12
Eficiência térmica	0,90	0,90	0,90
Energia (J/mm)	495,53	1198,08	975,00

O equipamento usado no processo de soldagem SAW, foi uma máquina automática de velocidade de operação 11,22 mm/s, com fonte de tensão que opera segundo a faixa de corrente 850 A, CC+, tensão de circuito aberto de 30 V, a eficiência de transferência de 90% e um aporte térmico (energia de soldagem) de 2045,46 J/mm, mantendo seus parâmetros de soldagem constantes.

3.2.2 Procedimento de Soldagem

O Processo de soldagem SMAW foi executado em juntas de topo com chanfro em V, com ângulos do bisel de 25° e 35° para verificar a influência da quantidade de material depositado e a solicitação térmica sobre as tensões residuais no estado plano, na posição vertical ascendente “3G” (AWS D1.1, 2002) com deslocamento em uma única direção, e com restrição conforme as Figuras 3.2 e 3.3, pois a expansão térmica da região, perto da zona de solda pode provocar a flexão das chapas soldadas (Monin *et al*, 2009). As superfícies a serem soldadas foram antes esmerilhadas e escovadas a fim de se remover os óxidos formados após o processo de usinagem dos chanfros.



Figura 3.2 – Processo de soldagem.



Figura 3.3 – Chapas soldadas com ângulo do bisel de 35° e 25° .

As chapas foram soldadas por um soldador, qualificado nas seis posições (6G) pelo ITEP (Instituto Tecnológico de Pernambuco) N^o 109436, SINETE S2. Em cada corpo de prova de ângulo do bisel de 25° foram realizados dez passes, sendo um de raiz, um de reforço, cinco de enchimento e três de acabamento. E nos corpos de prova de ângulo do bisel de 35° foram realizados quatorze passes, sendo um de raiz, um de reforço, oito de enchimento e quatro de acabamento. Em todos os processos a abertura da raiz foi mantida constante em 3,25 mm. Após a realização de cada passe, a escória da solda era removida utilizando uma escova de aço.

O processo de soldagem SAW foi executado no Estaleiro Atlântico Sul em SUAPE - Cabo de Santo Agostinho - PE, em juntas de topo, sem chanfro, em dois passes numa máquina automática com velocidade constante.

3.2.3 Ensaio pelo Método de Difração de Raios-X

As tensões residuais foram inicialmente medidas pelo método de difração de raios-X com um difratômetro de raios-X (DR-X) portátil, um método preciso e já consagrado.

Antes de realizar a medição das tensões residuais por difração de raios-X, os corpos de prova passaram por um processo de decapagem eletrolítica, para remoção de uma camada delgada de material, da ordem de décimos de milímetros para eliminar possíveis tensões residuais superficiais induzidas por processos prévios de fabricação. A remoção foi realizada através do dispositivo apresentado na Figura 3.4, que consiste de um tubo de PVC de 100 mm de diâmetro, o qual é preenchido com uma solução de ácido clorídrico a 10%. No processo eletrolítico foi usada uma corrente de 19 A durante 20 minutos para cada corpo de prova. Após decapagem foi feita uma limpeza com uma solução de Nital 2% (ácido nítrico + álcool) com o objetivo de passivar a superfície decapada.



Figura 3.4 – Sistema de polimento eletrolítico (LABSOLDA - UFCG - PB).

Após a decapagem, foram marcados, nos corpos de prova, dez pontos (com grafite) eqüidistantes, na zona termicamente afetada (ZTA). Cinco destes pontos, distando 2,50 mm da borda do cordão num espaçamento de 10 mm entre eles e mais cinco pontos distando 5 mm da borda da solda com mesmo espaçamento, para serem medidos posteriormente.

A Figura 3.5 mostra esquematicamente a distribuição dos pontos marcados/medidos.

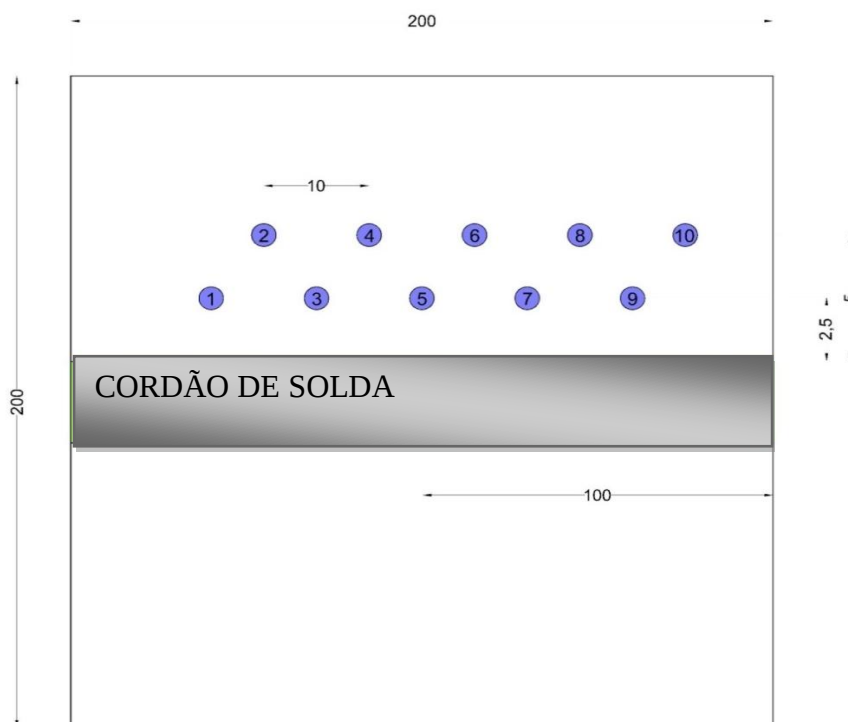


Figura 3.5 – Esquema dos pontos estudados.

O equipamento utilizado para medição das tensões residuais foi um difratômetro portátil – Portable stress analyser STRESSRAD, utilizando o software de análise - Stress Analyser Stressrad, para medição em condições de campo, pertencente à Universidade Federal de Campina Grande UFCG – Campina Grande - PB, o qual é apresentado na Figura 3.6.

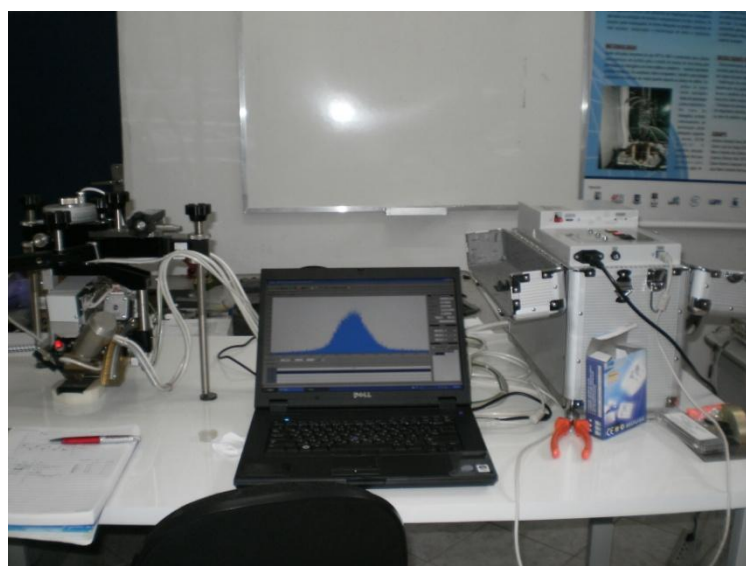


Figura 3.6 – Difratômetro portátil de Raios-X (LABSOLDA - UFCG -PB).

Os princípios da técnica de dupla exposição utilizados nas medições de tensão utilizando equipamentos portáteis, são baseados na determinação de dois componentes de deformação segundo Monin *et al*, 2000.

Para obter os melhores resultados, ou seja, a maior variação de pico $\Delta\theta$ possível para uma dada deformação no reticulado cristalino foi escolhido o mais alto ângulo θ possível para determinar o pico de difração. Lu *et al* 2004, citam que em aços ferríticos ou martensíticos, uma excelente condição de análise é a determinação da deformação dos planos $\{211\}$, utilizando um feixe monocromático com comprimento de onda $\lambda=2,2911 \text{ \AA}$ (Cr K- α) (Lu *et al.* 1996). Este comprimento de onda é justamente o produzido por tubos de raios-X com anodo de cromo. A tensão de operação foi de 25 kV e a corrente de 50 mA. O método de medição utilizado foi o do $\sin^2\psi$, com medidas realizadas para $\psi = 0^\circ, 20^\circ, 30^\circ, 35^\circ$ e 45° . O Conjunto tubo de raios-X/detector foi montado sobre o corpo de prova a ser medido, conforme a Figura 3.7.



Figura 3.7 – Conjunto tubo de raios-X/detector (LABSOLDA - UFCG -PB).

Foram medidas as tensões residuais no sentido transversal e longitudinal nos pontos previamente marcados como pode ser visto na Figura 3.8. Para as análises foi utilizado o aplicativo “Stress Analiser Stressrad” específico para difratômetro de raios-x portátil que possibilitou a construção dos difratogramas, ajustes das curvas, localização dos picos e calcular as tensões residuais transversais e longitudinais.



Figura 3.8 – Marcação dos pontos estudados no Difratômetro de Raios-X.

3.2.4 Procedimento de Marcação para a Medição por Coordenadas

Após o ensaio por raios-X sobre a marcação feita previamente com grafite para as medidas das tensões residuais com o difratômetro de raios-X portátil, foram feitos pequenos furos com broca de centro de 3,12 mm de diâmetro por 2 mm de profundidade (Figura 3.9), numa furadeira de coluna. Em seguida as coordenadas do centro de cada furo, foram mapeados nas coordenadas (X,Y) numa Máquina de Medição por Coordenadas (MMC) com controle numérico computadorizado, modelo CRYSTA 574 (curso de medição de 700 mm e resolução de 0,0005 mm), fabricação MITUTOYO, ano 2004, com certificado de calibração 01778/11, do Laboratório de Medição por Coordenadas (LAMECO) da Universidade Federal de Pernambuco – UFPE, conforme figura 3.10.



Figura 3.9 – Chapas soldadas pelo processo SMAW mostrando os furos cujas coordenadas dos seus centros serão mapeado na MMC.



Figura 3.10 – Chapas soldadas pelo processo SAW mostrando os furos cujas coordenadas dos seus centros estão sendo mapeados na MMC.

3.2.5 Procedimento de Tratamento Térmico

Antes de realizar o tratamento térmico para alívio de tensões foi feito o ensaio de Calorimetria Diferencial de Varredura no equipamento DSC 823^o do Laboratório de Materiais da UFPE, para identificar a temperatura de recristalização do aço AH32.

Utilizando o boro como referência, o material para análise foi aquecido juntamente com a referência a uma taxa (rampa de aquecimento) de 5°C/min, de 100°C até 700°C.

Depois de identificado a temperatura de recristalização do aço AH32 os corpos de prova foram submetidos a um processo de tratamento térmico de recozimento com temperatura da ordem da temperatura de cristalização do material. Os corpos de prova foram colocados um forno na temperatura de 680°C por 30 minutos, e resfriados ao ar. O tratamento térmico foi realizado em um forno tipo mufla, monitorado com termopares do tipo cromel-alumel com incerteza de medição ± 3 K.

Devido ao escoamento do material durante recozimento, os pontos mapeados previamente na máquina de medir coordenadas sofreram deslocamentos que puderam ser medidos novamente na mesma máquina.

3.2.6 Ensaio pelo Método de Medição por Coordenadas

As tensões residuais das juntas soldadas foram aliviadas após o tratamento térmico de recozimento com temperatura na faixa da temperatura de recristalização do material, provocando o deslocamento dos furos cujas coordenadas dos seus centros foram previamente mapeados. Esta metodologia alternativa foi usada em substituição ao método do furo cego que parte do princípio do deslocamento de pontos depois de realizado um furo passante numa chapa (fina) para aliviar as tensões, e através de extensômetro mede-se estes deslocamentos para o posterior cálculo das tensões. Devido às restrições que o consagrado método de furo cego apresenta, e tratando-se de chapas espessas e soldadas em múltiplos passes pode-se utilizar o método de medição por coordenadas, que é bem mais operacional e

econômico. Pois se trata de um método que mede as tensões no estado plano através de deslocamento de pontos pela deformação.

Devido ao relaxamento das tensões provocadas pelo processo de recristalização após o recozimento a 680°C, durante 30 minutos, os deslocamentos produzidos dos pontos (coordenadas do centro dos furos) mapeados, foram novamente medidos numa máquina de medir coordenadas (Figura 3.11) de acordo com o princípio de medição por coordenadas, que têm por objetivo determinar parâmetros dimensionais através da medição das coordenadas de pontos sobre a superfície de uma peça e processar matematicamente (Rolim, 2003), possibilitando o cálculo das deformações através da Eq. 3.1 para o sentido longitudinal e transversal.

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (3.1)$$

Sendo L_0 o comprimento útil da zona soldada, considerando-se a inversão do sentido dos deslocamentos.

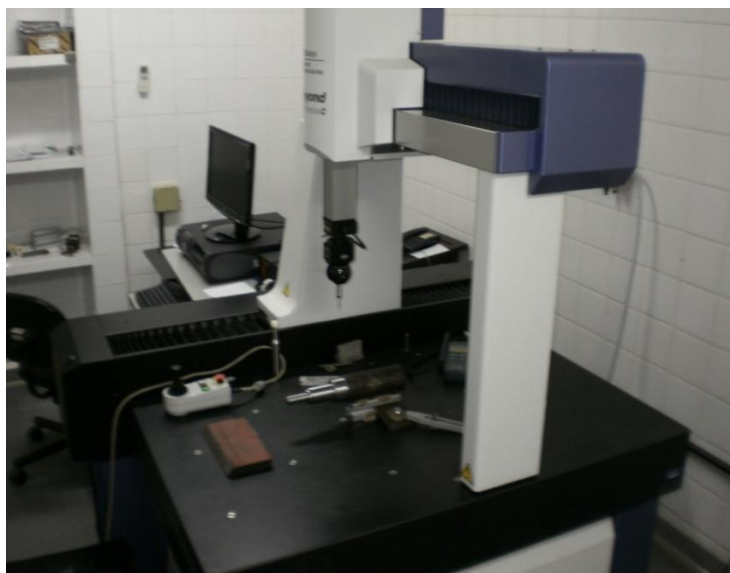


Figura 3.11 – Medições dos pontos do corpo de prova na MMC (Laboratório de Medição por Coordenadas, UFPE).

Destas novas coordenadas do centro dos furos medidos na MMC foram encontradas as deformações geradas pelo processo de soldagem e calculada as tensões pela Eq. 2.3 e 2.4 segundo Okumura, 1982. Para estes cálculos foi usado dados do aço carbono similar, sendo o módulo de elasticidade de 207.000 MPa e o coeficiente de Poisson de 0,30 (Callister, 2002). A memória de cálculo das tensões residuais calculadas das Eq. 2.3, Eq. 2.4 e Eq.3.1 encontram-se nas Tabelas 9.1, 9.2, 9.3, 9.4, 9.5 e 9.6 no anexo.

3.2.7 Caracterização Macroestrutural e Microestrutural

A caracterização macroestrutural e a microestrutural foram feitas após a preparação metalográfica tradicional. De cada chapa foram retiradas amostras (cortes transversais) para análises.

Cada amostra foi lixada manualmente, utilizando-se lixas com granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1000 mesh. Depois de lixadas, as superfícies foram polidas em tapete, utilizando-se pasta de diamante de 1 μm . Depois de polidas, as amostras levemente atacadas com Nital a 5%, durante um tempo de 5 a 10 segundos. As análises macroscópicas foram realizadas com o auxílio do estereoscópio, com aumento inferior a 10 vezes e as análises microscópicas foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura LEICA S440 com aumento de 1000 vezes.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Resultados

4.1.1 Análise com DSC

O ensaio de Calorimetria Diferencial de Varredura DSC mostrou que dois acidentes exotérmicos foram produzidos sobre a curva conforme a Figura 4.1: um a 422°C, associado a recuperação e outro a 655°C, associado a recristalização. Assim foi identificada a temperatura de recristalização do aço AH32, o que possibilita a realização do tratamento de alívio das tensões no Metal Base, que foram geradas pela soldagem, em forno na temperatura de 680°C por 30 minutos, e resfriados ao ar.

Dois acidentes exotérmicos foram produzidos sobre a curva conforme a Figura 5: um a 422°C, associado a recuperação e outro a 655°C, associado a recristalização. Assim foi identificada a temperatura de recristalização do aço ASTM AH32, o que possibilita a realização do tratamento de alívio das tensões que foram geradas pela soldagem.

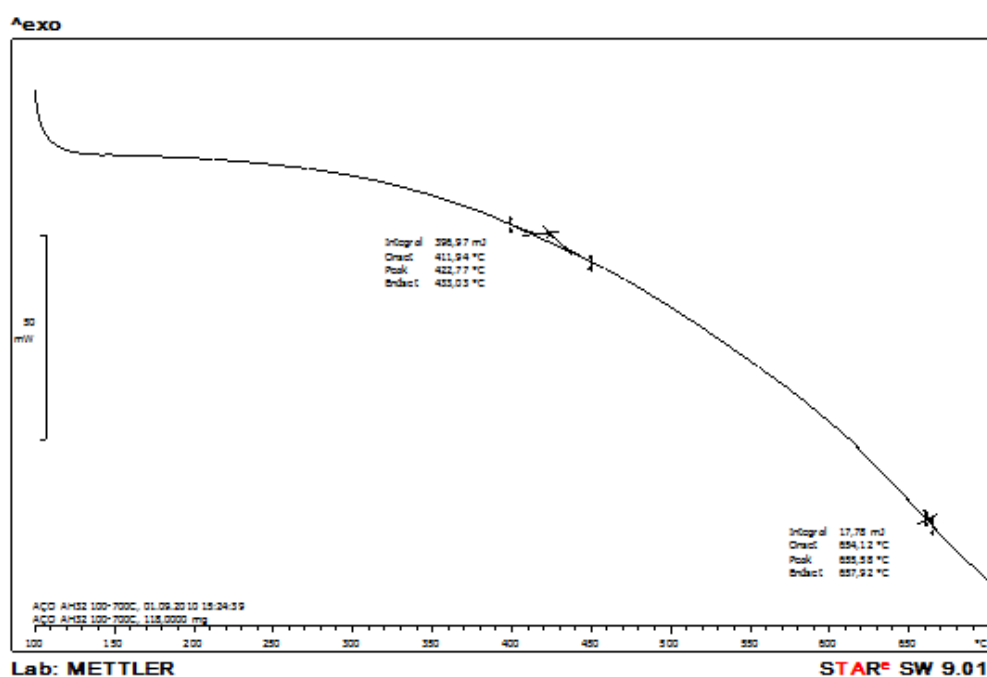


Figura 4.1 – Gráfico do comportamento do metal com a temperatura.

4.1.2 Tensões Residuais obtidas através de DR-X e Medição por Coordenadas.

Foram realizadas medições das tensões através dos dois métodos e seus resultados apresentados em Tabelas e Figuras (gráficos). Os resultados foram separados por processo de soldagem e por localização na zona termicamente afetada (ZTA).

As medições das tensões longitudinais e transversais nos dez pontos na ZTA (zona termicamente afetada) tanto com o DR-X portátil como com a MMC apresentaram-se compressivas independente das distâncias em relação ao cordão de solda. Estes resultados obtidos por difração de raios-X e constatado pela medição por coordenadas, estão de acordo com George *et al* 2009, que trabalhando

com processo de soldagem TIG Orbital encontrou resultados semelhantes. Eles soldaram um tubo de fina espessura e encontraram tensões residuais compressivas na parte superior na ZTA, cujos valores eram da ordem -150 a -100 MPa. Devido ao efeito torniquete a parte inferior apresentou tensões trativas da mesma ordem de magnitude. Em nosso caso, o efeito torniquete não foi observado, considerando-se a espessura de nossa chapa e as restrições impostas pela soldagem.

4.1.2.1 Soldagem pelo processo SMAW com ângulo do bisel de 25°.

Os resultados das medições das tensões residuais em cada ponto do corpo de prova soldado pelo processo SMAW com ângulo do bisel de 25° estão apresentados nas Tabelas 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4 (onde se observa que as incertezas de medição das medidas na máquina de medir coordenadas são muito pequenas, não sendo possível observá-las nos gráficos), e representados nos gráficos das Figuras 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 respectivamente, para as duas metodologias de medição. Os dez pontos enumerados nos gráficos dos resultados das tensões residuais devem ser analisados como pontos individuais, e não como comportamento (linha contínua), já que cada medição da tensão é pontual.

Tabela 4.1 - Tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 25° (SMAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
1	-149 ^{±30}	-151 ^{±0,30}
3	-143 ^{±23}	-135 ^{±0,30}
5	-146 ^{±23}	-189 ^{±0,31}
7	-94 ^{±8}	-189 ^{±0,31}
9	-133 ^{±9}	-126 ^{±0,31}

Os resultados apresentados no gráfico observado na Figura 4.2 têm os valores medidos das tensões residuais longitudinais a 2,50 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, os quais se encontram entre -189 MPa e -94 MPa, indicando tensões compressivas nesta região da ZTA. Observa-se que os valores das tensões encontradas pelo método de medição por coordenadas nos pontos 1, 3 e 9 estão dentro da incerteza de medição dos valores das tensões encontradas pelo método de DR-X. Apenas os resultados nos pontos 5 e 7 na MMC fogem aos resultados do DR-X, que por sua vez os resultados do DR-X também tem distorções quanto a uma determinada tendência dos valores de tensões, como ocorre no ponto 7, que pode ser ter sido causado pelos defeitos cristalinos no material (contornos de grãos, lacunas, átomos intersticiais, defeitos de arranjo de rede, discordâncias, maclas e deslocamentos atômicos (Gurova, 1997)).

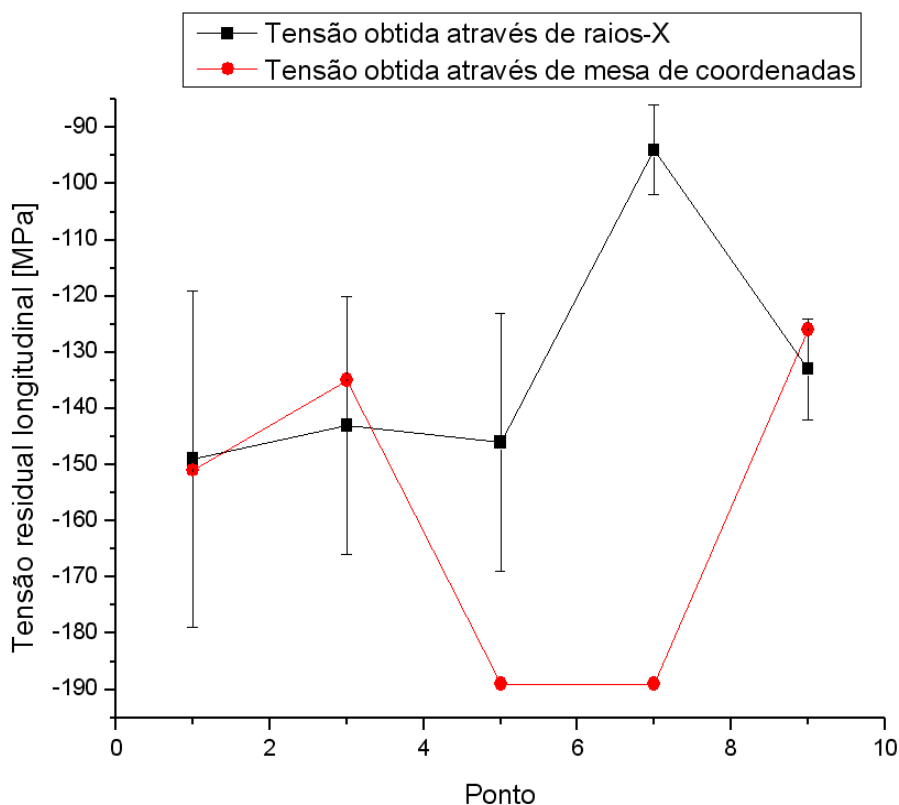


Figura 4.2 - Gráfico comparativo das tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 25° (SMAW).

Tabela 4.2 - Tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 25° (SMAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
1	-228 ^{±10}	-43 ^{±0,30}
3	-238 ^{±10}	-38 ^{±0,30}
5	-206 ^{±36}	29 ^{±0,32}
7	-218 ^{±25}	29 ^{±0,32}
9	-178 ^{±11}	55 ^{±0,31}

Na Figura 4.3 observamos que os valores medidos das tensões residuais transversais a 2,50 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -238 MPa e 55 MPa indicando tensões compressivas pelo método de difração de raios-X e mistas pelo método de medição por coordenadas nesta região da ZTA. Observa-se também que as tensões resultantes das medições por DR-X encontram-se entre -238 MPa e -178 MPa assim como as resultantes do método de medição por coordenadas encontram-se entre -43 MPa e 55 MPa, mostrando uma diferença de valores (um delta) ponto a ponto no gráfico bem semelhantes entre ambos os métodos, porém com valores das tensões bastante distantes. Inclusive com tensões residuais transversais medidas por DR-X com valores acima dos encontrados nas tensões residuais longitudinais, em função da

plastificação neste sentido sofrer maiores resistências. A princípio observa-se que ao fazer o furo cego, geralmente este furo é usinado através de pequenos incrementos e a deformação aliviada é medida em três direções por um extensômetro conforme Lu, 1996; Hauk, 1997; Grant, 2002, onde se impõe um alívio nas tensões residuais, além do exposto pelo tratamento térmico, que é mais significativa no sentido transversal em função da anisotropia do material. E com o alívio provocado pelo tratamento térmico há uma superposição na deformação aliviada, levando o gráfico das tensões residuais transversais a valores menores de tensões, devido a menores deslocamentos medidos na MMC.

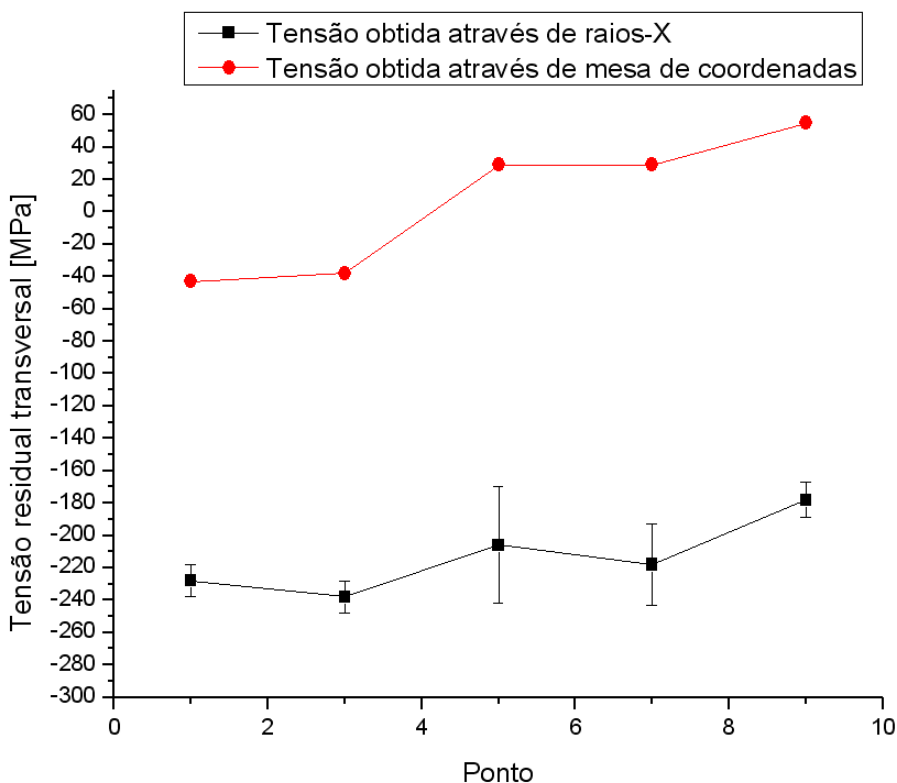


Figura 4.3 - Gráfico comparativo das tensões residuais transversais obtidas por DE-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 25° (SMAW).

Tabela 4.3 - Tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 25° (SMAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
2	-176 ^{±18}	-164 ^{±03,1}
4	-156 ^{±31}	-164 ^{±0,31}
6	-154 ^{±29}	-150 ^{±0,30}
8	-174 ^{±21}	-156 ^{±0,31}
10	-192 ^{±5}	-144 ^{±0,31}

Na Figura 4.4 observamos que os valores medidos das tensões residuais longitudinais dos pontos a 5,00 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -192 MPa e -150 MPa indicando tensões compressivas nesta região da ZTA, e com resultados das tensões residuais longitudinais pelo método de medição por coordenadas nos pontos 2, 4, 6 e 8 dentro dos resultados encontrados pelo método de DR-X, divergindo apenas no ponto 10. Nos pontos localizados a 5,00 mm do cordão de solda, os resultados foram mais próximos entre os dois métodos.

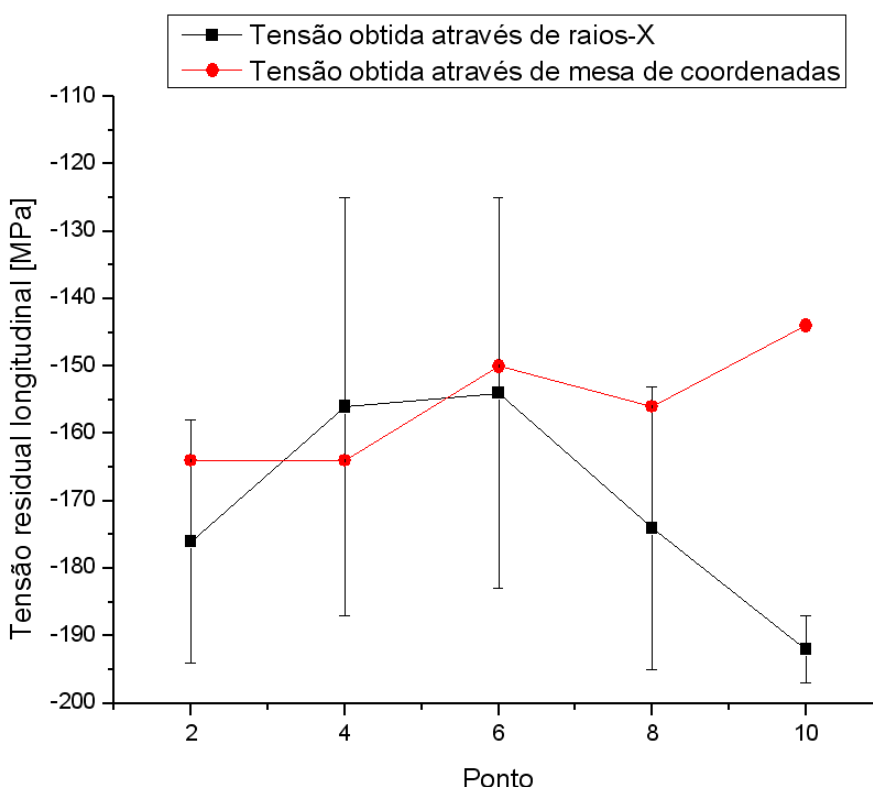


Figura 4.4 - Gráfico comparativo das tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 25° (SMAW).

Tabela 4.4 - Tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 25° (SMAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
2	-202 ^{±32}	12 ^{±0,31}
4	-206 ^{±18}	12 ^{±0,31}
6	-223 ^{±13}	-33 ^{±0,31}
8	-246 ^{±11}	13 ^{±0,31}
10	-179 ^{±26}	67 ^{±0,32}

Na Figura 4.5 observamos que os valores medidos das tensões residuais transversais nos pontos a 5,00 mm de distância do cordão de solda, em ambos os

métodos, se encontram entre -246 MPa e 12 MPa indicando tensões compressivas pelo método de difração de raios-X e mistas pelo método de medição por coordenadas nesta região da ZTA. Observa-se também que as tensões resultantes das medições por DR-X nestes pontos encontram-se entre -246 MPa e -179 MPa, assim como, as resultantes do método de medição por coordenadas encontram-se entre -33 MPa e 67 MPa, mostrando uma diferença de valores (um delta) ponto a ponto no gráfico bem semelhantes entre ambos os métodos, porém com valores das tensões bastante distantes. Inclusive com tensões residuais transversais medidas por DR-X com valores acima dos encontrados nas tensões residuais longitudinais, em função que a plastificação neste sentido sofre maiores resistências, conforme visto anteriormente, os resultados nos pontos a 2,50 mm de distância do cordão de solda foram semelhantes. Assim o comportamento das tensões residuais transversais nestes pontos a 5,00 mm de distância do cordão de solda é aproximadamente o mesmo dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda.

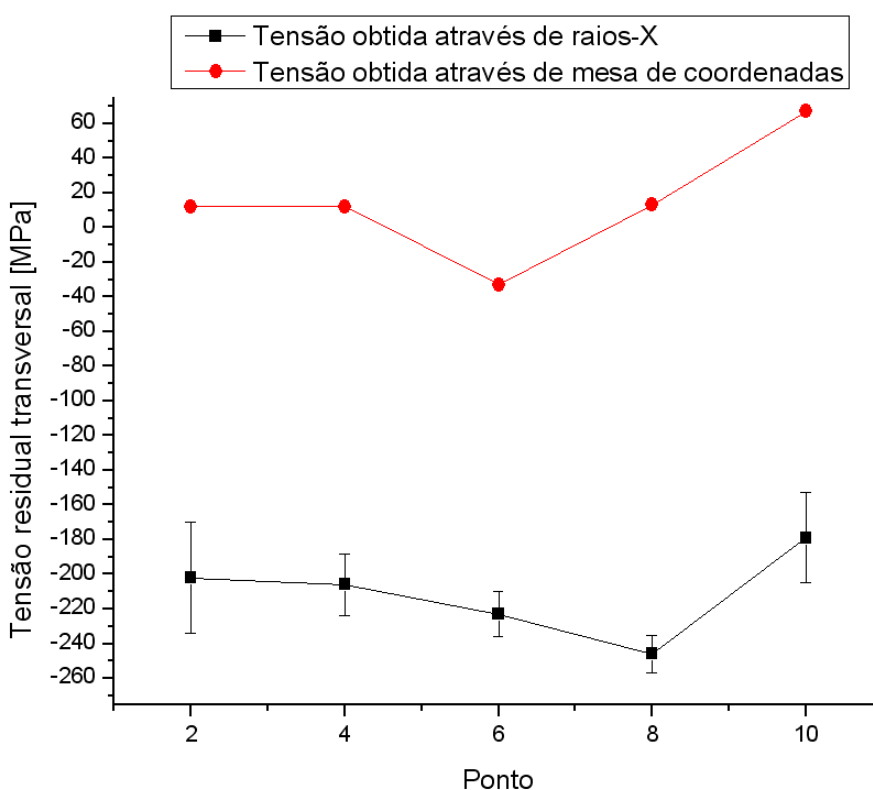


Figura 4.5 - Gráfico comparativo das tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 25° (SMAW).

Comparando-se as tensões longitudinais (Figuras 4.2 e 4.4) com as transversais (Figuras 4.3 e 4.5) medidas nos 10 pontos da ZTA, observa-se que nas tensões longitudinais obtemos resultados bastante semelhantes nos dois métodos de medições, enquanto que nas transversais observa-se que há uma tendência de valores semelhante entre os métodos, mas com bastantes divergências das tensões.

Observamos que os valores das tensões longitudinais nos 10 pontos, em ambos os métodos, são bastante semelhantes, e os resultados mostram que as tensões resultantes encontradas no método de medição por coordenadas são muito próximas das encontradas pelo método já consagrado de DR-X. Quando

observamos o comportamento das tensões residuais transversais encontradas pelo método de medição por coordenadas, observamos que os valores são bastante diferentes das encontradas pelo método de difração de raios-X, porém com um comportamento físico semelhante, isto é os pontos nos gráficos têm configurações semelhantes, que nos mostra uma necessidade de estudar a anisotropia do material, para verificarmos esta divergências nos sentidos.

Os melhores valores encontrados das tensões residuais para os pontos medidos são aqueles situados a 5,00 mm da borda do cordão de solda. Este resultado justifica-se pela maior distância destes pontos em relação à inversão tração–compressão que se situa mais próximo ao cordão de solda. Onde ocorre temperaturas mais elevadas conforme Guimarães *et al.*, 2011, que trabalhando com simulação de processo de soldagem através de simulação computacional (software baseado no método dos elementos finitos) para estudo do campo de temperatura, que serve de base para prever os níveis de tensões residuais em uma junta soldada. Que mostra a evolução do campo de temperatura em função do tempo (50 s) em toda ZTA, com valores que variam de 766 a 1187°C, a proporção que se aproxima do cordão de solda.

Guimarães *et al.*, 2011 também encontrou resultados semelhantes utilizando modelagem numérica de soldagem via métodos dos elementos finitos em que no comparativo dos três métodos de obtenção das tensões residuais, o modelo numérico tende a possuir valores maiores que os obtidos pelo método de difração de raios-X e menores que os obtidos pelo método de medição por coordenadas.

4.1.2.2 Soldagem pelo processo SMAW com ângulo do bisel de 35°.

Os resultados das medições das tensões residuais em cada ponto do corpo de prova soldado pelo processo SMAW com ângulo do bisel de 35° estão apresentados nas Tabelas 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8, e representados nos gráficos das Figuras 4.7, 4.8, 4.9 e 4.10 respectivamente, para as duas metodologias de medição.

Tabela 4.5 - Tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 35° (SMAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
1	-125 ^{±21}	-221 ^{±0,42}
3	-120 ^{±23}	-210 ^{±0,48}
5	-77 ^{±30}	-2577 ^{±0,89}
7	-126 ^{±25}	-168 ^{±0,46}
9	-101 ^{±52}	-190 ^{±0,53}

Os resultados apresentados no gráfico observado na Figura 4.7 tem os valores medidos das tensões residuais longitudinais a 2,50 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -221 MPa e -77 MPa onde foi descartado o valor de -2577 MPa encontrado no ponto 5 pelo método de medição por coordenadas devido a impurezas inserida ao furo provavelmente durante a furação. Estes resultados também indicam tensões compressivas nesta região da ZTA. E observa-se que os valores das tensões encontradas pelo método de medição por coordenadas nos pontos 1, 3, 5 e 9 são maiores que os valores das tensões encontradas pelo método de DR-X, demonstrando que o processo manual com um

ângulo do bisel superior, requer maior enchimento gerando maiores deformações próximo ao cordão de solda e uma maior solicitação térmica. Este resultado justifica-se pela menor distância destes pontos em relação à inversão tração–compressão que se situa mais próximo ao cordão de solda, onde podem ser observadas temperaturas mais elevadas. Este comportamento foi apresentado por Modenesi, 2008, apresentado na Figura 2.8, na revisão bibliográfica.

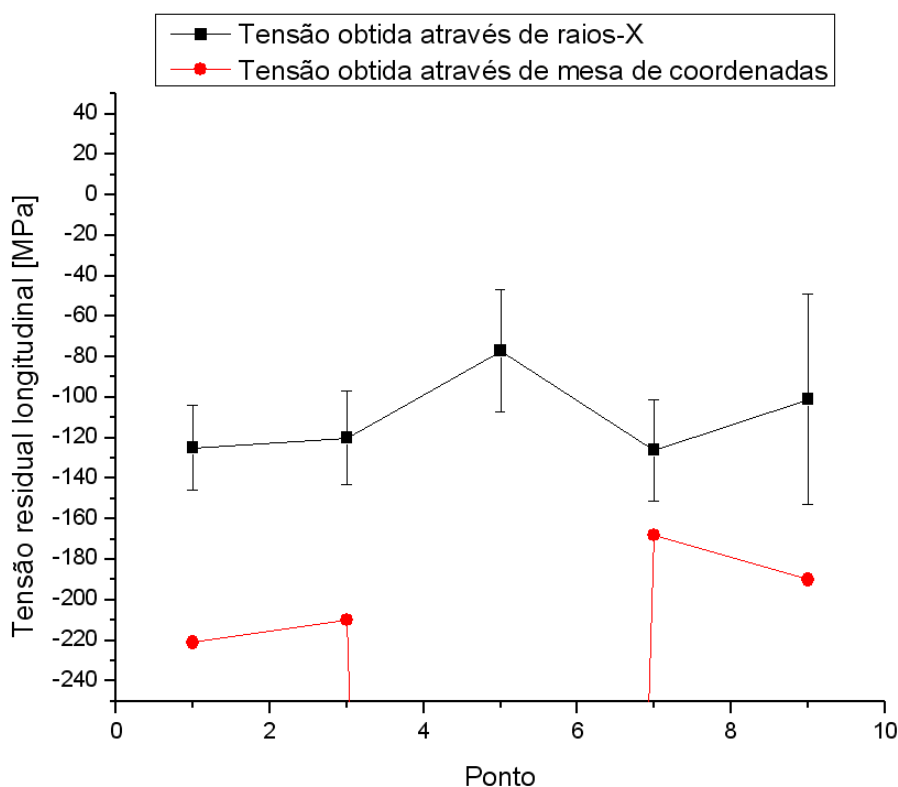


Figura 4.7 - Gráfico comparativo das tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 35° (SMAW).

Tabela 4.6 - Tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 35° (SMAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
1	-119 ^{±65}	-348 ^{±0,40}
3	-142 ^{±33}	-504 ^{±0,44}
5	-97 ^{±77}	-412 ^{±1,33}
7	-147 ^{±38}	-502 ^{±0,42}
9	-107 ^{±50}	-624 ^{±0,47}

Na Figura 4.8 observamos que os valores medidos das tensões residuais transversais a 2,50 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -624 MPa e -97 MPa indicando tensões compressivas por ambos os método nesta região da ZTA. Observa-se também que as tensões resultantes das

medições por DR-X encontram-se entre -142 MPa e -97 MPa assim como as resultantes do método de medição por coordenadas encontram-se entre -624 MPa e -348 MPa, mostrando uma diferença de valores (um delta) ponto a ponto no gráfico bem semelhantes entre ambos os métodos, porém com valores das tensões bastante distantes, e com um desvio no ponto 9 referente ao método de medição por coordenadas, provavelmente por impurezas no furo que mascarou o resultado. Voltando a mostrar valores de deformação (donde se calcula a tensão no método de medição por coordenadas) maiores que encontrados na direção longitudinal, em função que a plastificação neste sentido sofre maiores resistências, como foi visto com o ângulo do bisel 25° , anteriormente.

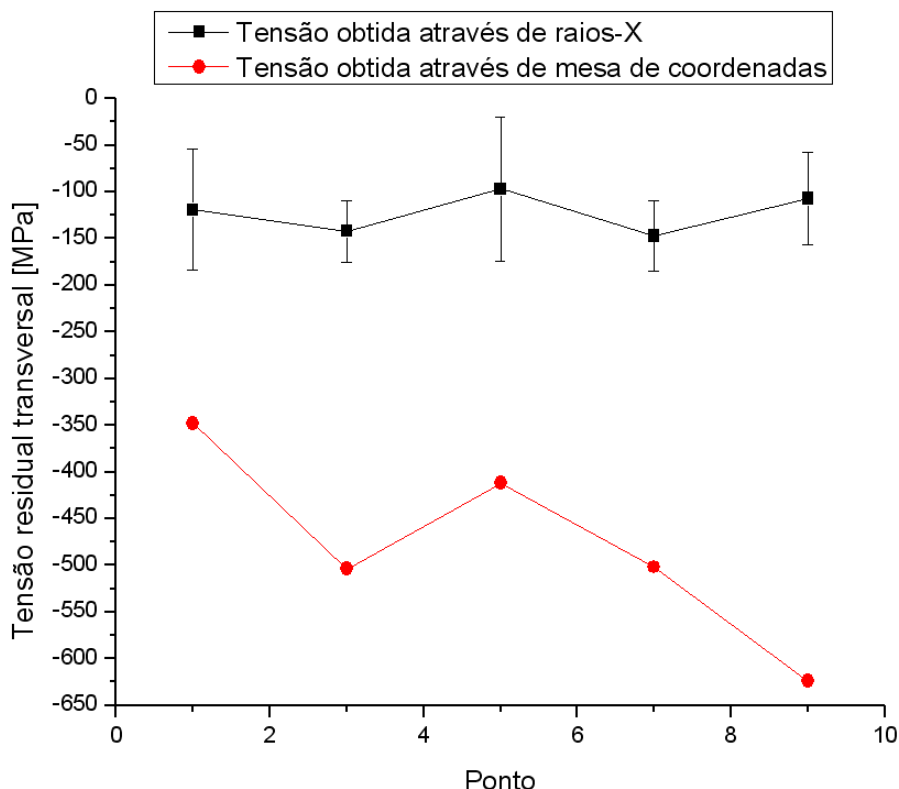


Figura 4.8 - Gráfico comparativo das tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 35° (SMAW).

Tabela 4.7 - Tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 35° (SMAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
2	$-187^{\pm 12}$	$-244^{\pm 0,45}$
4	$-229^{\pm 21}$	$-248^{\pm 0,48}$
6	$-155^{\pm 24}$	$-299^{\pm 0,46}$
8	$-138^{\pm 28}$	$-161^{\pm 0,48}$
10	$-222^{\pm 19}$	$-233^{\pm 0,50}$

Na Figura 4.9 observamos que os valores medidos das tensões residuais longitudinais a 5,00 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -299 MPa e -138 MPa indicando tensões compressivas nesta região da ZTA, e com resultados das tensões residuais longitudinais pelo método de medição por coordenadas nos pontos 4, 8 e 10 dentro dos resultados encontrados pelo método de DR-X, divergindo nos pontos 2 e 6, onde no ponto 6 ver-se uma divergência no comportamento do método de medição por coordenadas, por possível impureza residual durante a execução do furo. Nestes pontos localizados um pouco mais distante do cordão de solda (5,00 mm) os resultados foram mais coincidentes, e enfatizados com o bisel 25°, entre os dois métodos pelo mesmo efeito da menor temperatura já citado anteriormente.

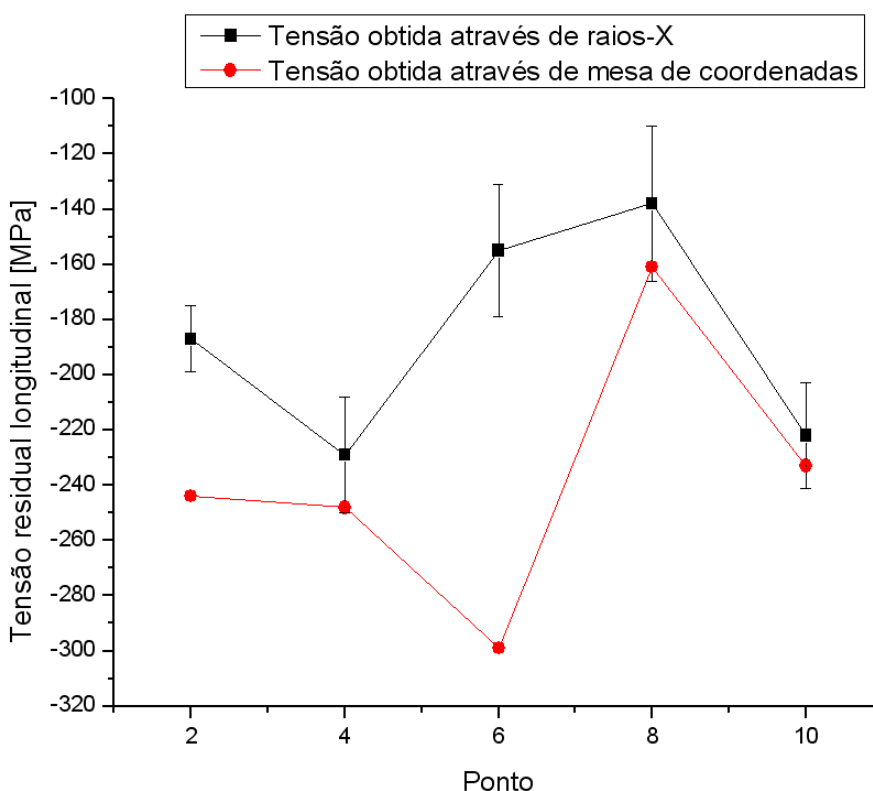


Figura 4.9 - Gráfico comparativo das tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 35° (SMAW).

Tabela 4.8 - Tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 35° (SMAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
2	-220 ^{±21}	-417 ^{±0,43}
4	-281 ^{±68}	-470 ^{±0,45}
6	-245 ^{±27}	-412 ^{±0,45}
8	-183 ^{±25}	-550 ^{±0,44}
10	-205 ^{±34}	-527 ^{±0,46}

Na Figura 4.10 observamos que os valores medidos das tensões residuais transversais a 5,00 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -550 MPa e -183 MPa indicando tensões compressivas em ambos os métodos nesta região da ZTA. Observa-se também que as tensões resultantes das medições por DR-X encontram-se entre -281 MPa e -183 MPa assim como as resultantes do método de medição por coordenadas encontram-se entre -550 MPa e -412 MPa, mostrando um comportamento do gráfico bem semelhantes entre ambos os métodos nos três primeiros pontos, porém com valores absolutos bastante distantes. Inclusive com tensões residuais transversais medidas pela MMC com valores acima dos encontrados por DR-X, como já visto que a plastificação nesta direção impõe uma maior interferência verificada no furo cego. Também o comportamento das tensões residuais transversais nestes pontos a 5,00 mm de distância do cordão de solda é praticamente o mesmo dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda.

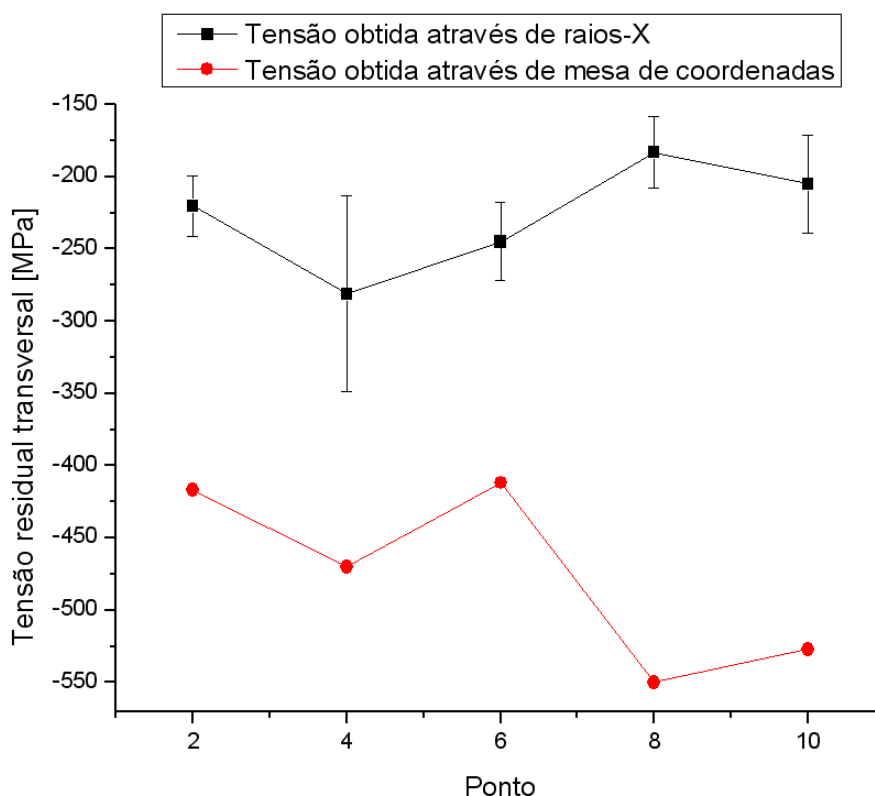


Figura 4.10 - Gráfico comparativo das tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda de ângulo do bisel 35° (SMAW).

Comparando-se as tensões nos pontos mais próximos ao cordão de solda com ângulo do bisel 25° e com o do ângulo do bisel 35°, observa-se que estes pontos mais próximos sofrem deformações maiores no corpo de prova com o ângulo do bisel 35°, medidas pelo deslocamento na MMC.

4.1.2.3 Soldagem pelo processo SAW

Os resultados das medições das tensões residuais em cada ponto do corpo de prova soldado pelo processo SAW estão apresentados nas Tabelas 4.9, 4.10, 4.11 e 4.12, e os pontos representados nos gráficos das Figuras 4.11, 4.12, 4.13 e 4.14 respectivamente, para as duas metodologias de medição.

Tabela 4.9 - Tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda (SAW).

Ponto	<i>Difração de Raios-X</i> [MPa]	<i>Medição por coordenadas</i> [MPa]
1	-124 ^{±18}	-154 ^{±0,39}
3	-106 ^{±20}	-127 ^{±0,39}
5	-108 ^{±38}	-130 ^{±0,39}
7	-154 ^{±12}	-136 ^{±0,40}
9	-133 ^{±8}	-62 ^{±0,42}

Os resultados apresentados no gráfico observado na Figura 4.11 tem os valores medidos das tensões residuais longitudinais a 2,50 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -154 MPa e -62 MPa. Estes resultados também indicam tensões compressivas nesta região da ZTA. E observa-se que os resultados das tensões residuais longitudinais pelo método de medição por coordenadas nos pontos 3, 5 e 7, dentro dos resultados encontrados pelo método de DR-X, divergindo muito pouco no ponto 1 e fugindo do comportamento no pontos 9, demonstrando que no processo automático de soldagem o comportamento das tensões residuais é mais uniforme.

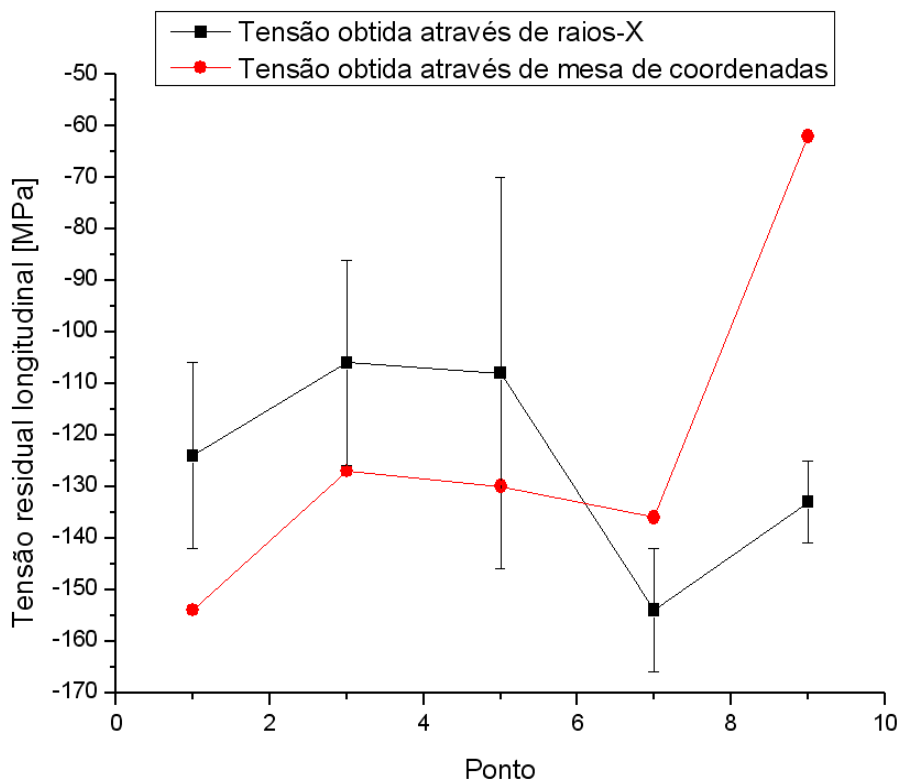


Figura 4.11 - Gráfico comparativo das tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda (SAW).

Tabela 4.10 - Tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda (SAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
1	-179 ^{±43}	-329 ^{±0,37}
3	-67 ^{±14}	-340 ^{±0,37}
5	-50 ^{±19}	-343 ^{±0,37}
7	-58 ^{±11}	-373 ^{±0,38}
9	-34 ^{±3}	-466 ^{±0,38}

Na Figura 4.12 observamos que os valores medidos das tensões residuais transversais a 2,50 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -466 MPa e -34 MPa indicando tensões compressivas em ambos os métodos nesta região da ZTA. Observa-se também que as tensões resultantes das medições por DR-X encontram-se entre -179 MPa e -34 MPa assim como as resultantes do método de medição por coordenadas encontram-se entre -466 MPa e -329 MPa, com valores das tensões residuais mais uniformes porém bem mais elevados no método de medição por coordenadas.

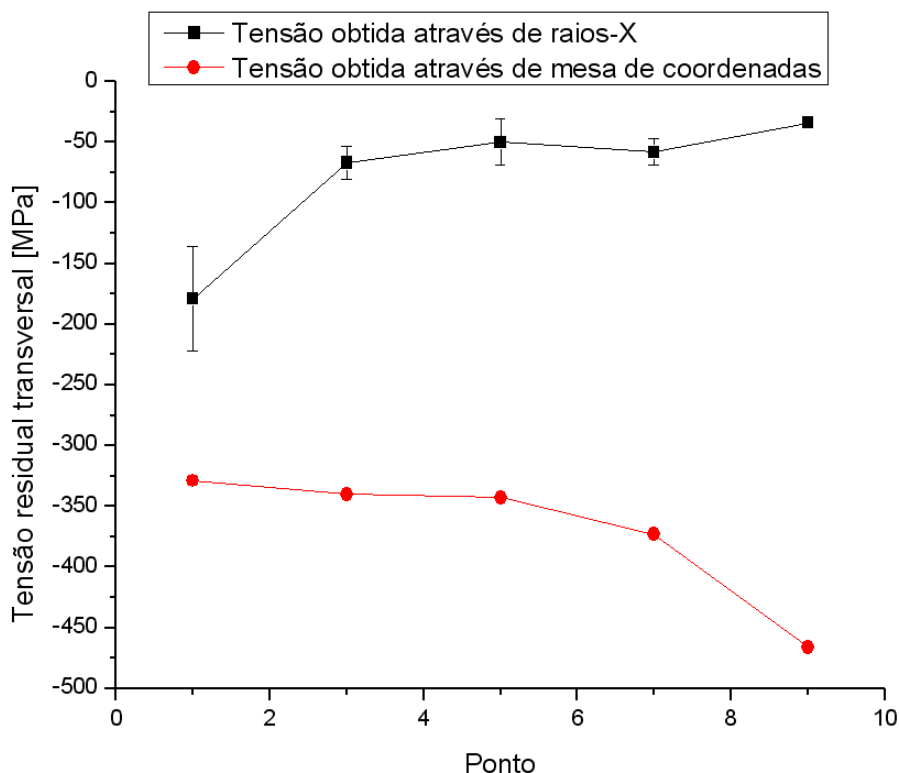


Figura 4.12 - Gráfico comparativo das tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 2,50 mm do cordão de solda (SAW).

Tabela 4.11 - Tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda (SAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
2	-175 ^{±23}	-141 ^{±0,39}
4	-121 ^{±13}	-159 ^{±0,44}
6	-114 ^{±5}	-159 ^{±0,44}
8	-275 ^{±28}	-95 ^{±0,41}
10	-126 ^{±18}	-107 ^{±0,44}

Na Figura 4.13 observamos que os valores medidos das tensões residuais longitudinais a 5,00 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -275 MPa e -95 MPa indicando tensões compressivas nesta região da ZTA, e com as tensões residuais longitudinais pelo método de medição por coordenadas no ponto 10 dentro dos resultados encontrados pelo método de DR-X, e divergindo muito pouco nos demais pontos. No método de difração de raios-X ocorreu distorção de resultado no ponto 8 que foi gerada provavelmente por defeitos cristalinos no material.

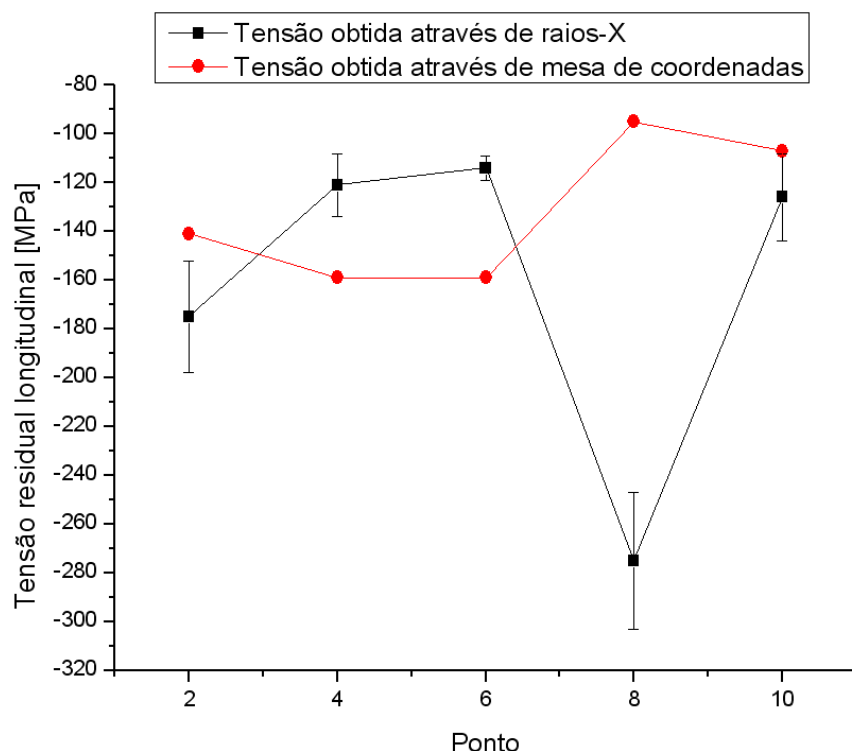


Figura 4.13 - Gráfico comparativo das tensões residuais longitudinais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda (SAW).

Tabela 4.12 - Tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda (SAW).

Ponto	Difração de Raios-X [MPa]	Medição por coordenadas [MPa]
2	-42 ^{±14}	-336 ^{±0,37}
4	-28 ^{±9}	-443 ^{±0,40}
6	-37 ^{±9}	-443 ^{±0,40}
8	-29 ^{±17}	-416 ^{±0,38}
10	-41 ^{±11}	-503 ^{±0,40}

Na Figura 4.14 observamos que os valores medidos das tensões residuais transversais a 5,00 mm de distância do cordão de solda, em ambos os métodos, se encontram entre -503 MPa e -28 MPa indicando tensões compressivas em ambos os métodos nesta região da ZTA. Observa-se também que as tensões resultantes das medições por DR-X encontram-se entre -42 MPa e -28 MPa assim como as resultantes do método de medição por coordenadas encontram-se entre -503 MPa e -336 MPa, mostrando um comportamento do gráfico bem semelhantes ao encontrado na soldagem pelo processo SMAW com ângulo do bisel 35°. Inclusive com tensões residuais transversais medidas por MMC com valores acima dos encontrados por DR-X. Estes comportamentos assemelham-se devido ao processo de soldagem SAW trabalhar com junta de topo sem chanfro, onde requer maior enchimento gerando maiores deformações próximo ao cordão de solda e um maior aporte térmico.

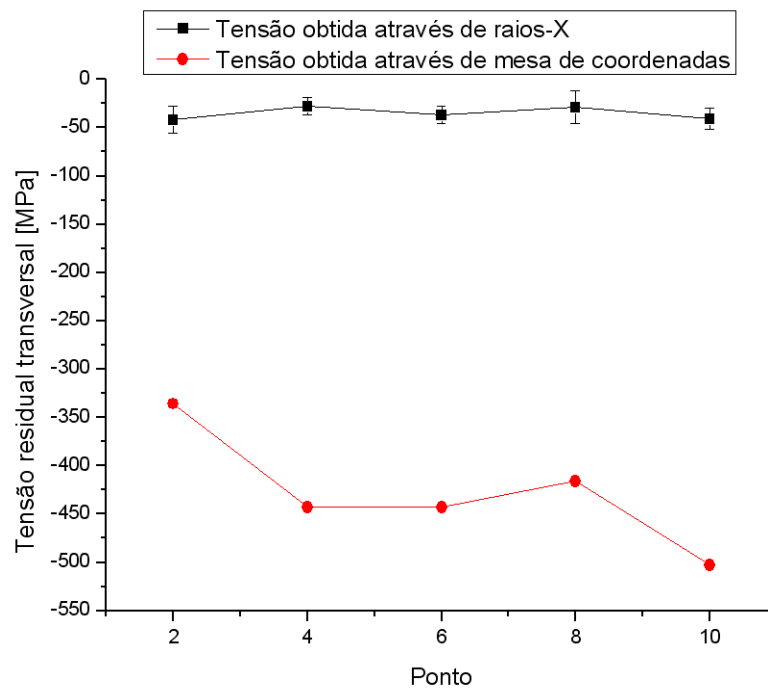


Figura 4.14 - Gráfico comparativo das tensões residuais transversais obtidas por DR-X e deslocamentos (MMC) dos pontos a 5,00 mm do cordão de solda (SAW).

4.2 Discussões

Discutindo mais detalhadamente os resultados apresentados temos as seguintes considerações:

As tensões residuais medidas pela técnica do furo cego têm seus erros estimados pelos coeficientes linear-elásticos conforme previsto na norma ASTM E 837. Estes coeficientes normalizados não podem ser aplicados em casos onde exista plastificação em torno do furo cego (ASTM E 837, 2002).

Segundo a ASTM E 837, um erro de medida da tensão residual de um ponto (furo) é estimado pela razão (Eq. 4.1).

$$ERRO_{ASTM} = \frac{\sigma_{ASTM}}{\sigma_{REAL}} \quad (4.1)$$

Onde:

$\sigma_{ASTM} \rightarrow$ Tensão residual determinada através dos coeficientes e metodologia da norma em questão.

$\sigma_{REAL} \rightarrow$ Tensão determinada experimentalmente.

Baseado neste critério de erro ASTM podemos estimar o erro da técnica de medição por coordenadas em relação a difração de raios-X através da relação (Eq. 4.2):

$$ERRO_{EQUIVALENTE} = \frac{\sigma_{MC}}{\sigma_{R-X}} \quad (4.2)$$

Onde:

$\sigma_{MC} \rightarrow$ Valor da tensão residual no estado plano, calculada a partir dos valores obtidos por medidas dos deslocamentos x e y na MMC.

$\sigma_{R-X} \rightarrow$ Tensão residual no estado plano nas direções x e y, determinadas por difração de raios-X.

Em ambos os casos de medição por raios-X e coordenadas temos a Eq. 4.3:

$$\sigma_{RESIDUAL} = \left(\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \cdot \sigma_y \right)^{\frac{1}{2}} \quad (4.3)$$

Embora a técnica de difração de raios-X apresente erros com desvios superiores a 30% em alguns pontos, os valores determinados por esta técnica serviu de referência no presente estudo. Assim sendo, o erro equivalente cometido pelas medições por coordenadas em relação às medições por raios-X variaram conforme a inequação (Eq. 4.4) abaixo:

$$25\% < ERRO_{EQUIVALENTE} < 35\% \quad (4.4)$$

Onde:

$ERRO_{EQUIVALENTE} \rightarrow$ Valores determinados a partir dos componentes σ_x e σ_y medidos pelas duas técnicas de medição na condição de estado plano.

O valor do erro equivalente parece excessivo quando olhamos apenas para o sentido longitudinal (direção x) dos valores de tensão (Figuras 4.2, 4.4, 4.7, 4.9, 4.11 e 4.13). Os valores das tensões longitudinais (σ_x) determinados por difração de raios-X e medição por coordenadas são muito próximos. No entanto, não se pode dizer a mesma coisa para direção transversal (direção y), onde a dispersão dos valores medidos por coordenadas em relação aos por raios-X chega a atingir valores de quase 80% em alguns pontos (Figuras 4.3, 4.5, 4.8, 4.10, 4.12 e 4.14).

Como esta diferença de dispersão nas duas direções pode ser justificada? Por que a metodologia de medições por coordenadas adéqua-se muito bem à direção longitudinal, mas não se adéqua à direção transversal?

A resposta a estas perguntas podem ser obtidas a partir de análises das condições termomecânicas do recozimento; ou mais precisamente da orientação do cordão de solda em relação ao sentido da laminação. A força motriz para recristalização de materiais deformados é a energia elástica armazenada durante a deformação (Sanguinetti, 2002). Em materiais laminados, a restauração das propriedades (principalmente o alongamento) durante o recozimento tende a ser mais lenta na direção transversal do laminado. Particularmente quando o sentido do cordão coincide com o da laminação. Tempos superiores a uma hora na temperatura de recristalização são necessários para restabelecer os valores das propriedades mecânicas na direção transversal (Lima *et al*, 2006).

Numa junta soldada o fenômeno é semelhante. A plastificação é mais intensa na direção longitudinal do cordão de solda que coincide com a direção da laminação e assim sendo o alívio das tensões residuais é mais rápido nesta direção que na direção transversal. Portanto, no tratamento para recristalização a 680°C durante 30 minutos, o escoamento restaurador foi mais intenso na direção longitudinal que na transversal. Os deslocamentos, em (X), dos pontos mapeados mostraram-se compatíveis com o nível de tensão residual longitudinal, mas não foi a mesma coisa para direção transversal. O tempo de 30 minutos não foi suficiente para deslocar os pontos mapeados na direção transversal (Y) para que os valores das tensões medidas por coordenadas nesta direção se aproximassem dos valores medidos por raios-X.

No caso da soldagem e laminação terem o mesmo sentido (corpo de prova com SMAW bisel 25°) conforme Figura 4.15, a restauração das propriedades mecânicas pela recristalização acontece muito mais facilmente quando a direção do cordão coincide com a direção de laminação. Isto por que $\sigma_{R-X} \approx \sigma_{MC}$ (longitudinal) e o escoamento restaurador no sentido longitudinal foi proporcional ao nível de tensão residual que é facilitado pela textura de laminação. Entretanto, para o sentido transversal, praticamente não houve restauração (escoamento) durante o recozimento, já que $\sigma_{MC} < \sigma_{R-X}$, conforme mostra a Tabela 4.13.

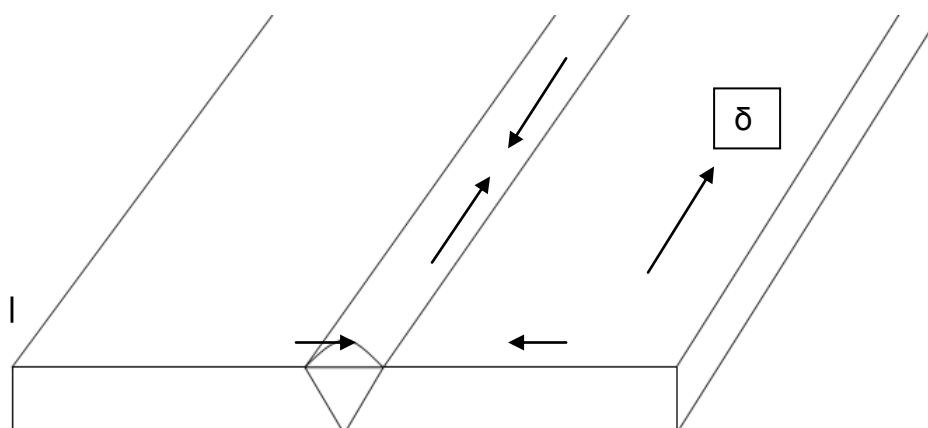


Figura 4.15 – Soldagem e laminação (δ) com o mesmo sentido, corpos de prova do ângulo do bisel 25° (SMAW).

Tabela 4.13 – Média das tensões residuais dos corpos de prova do ângulo 25° (SMAW).

Distância [mm]	Tensão Longit. [MPa]		Tensão Tranv. [MPa]	
	R-X	MC	R-X	MC
2,50	-133	-158	-214	6
5,00	-170	-156	-211	14

No caso da soldagem e laminação terem sentido ortogonais (corpo de prova soldado com SMAW bisel 35°) conforme Figura 4.16, o escoamento restaurador na direção transversal é amplificado pelo efeito da textura de laminação e de alguma deformação residual existente que se soma ao efeito da plastificação. Assim no sentido transversal $\sigma_{MC} \gg \sigma_{R-X}$, e no sentido longitudinal $\sigma_{MC} > \sigma_{R-X}$, Tabela 4.14.

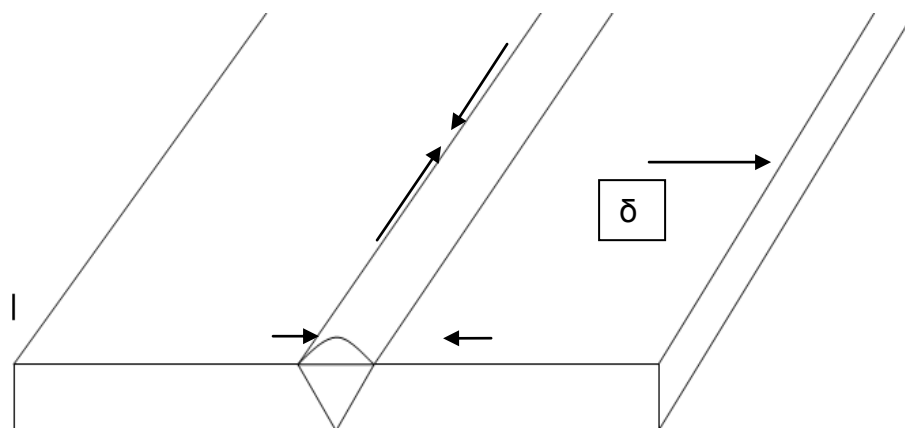


Figura 4.16 – Soldagem e laminação (δ) com sentidos ortogonais, corpos de prova com ângulo do bisel 35° (SMAW) e ângulo reto (SAW).

Tabela 4.14 – Média das tensões residuais dos corpos de prova do ângulo 35° (SMAW).

Distância [mm]	Tensão Longit. [MPa]		Tensão Tranv. [MPa]	
	R-X	MC	R-X	MC
2,50	-110	-197	-122	-478
5,00	-186	-237	-227	-475

No caso da soldagem e laminação terem sentido ortogonais (corpo de prova soldado com SAW) conforme Figura 4.16, observa-se um comportamento semelhante ao caso anterior. Isto é, $\sigma_{MC} \approx \sigma_{R-X}$ (sentido longitudinal) e $\sigma_{MC} \gg \sigma_{R-X}$ (sentido transversal), Tabela 4.15.

Tabela 4.15 – Média das tensões residuais dos corpos de prova SAW.

Distância [mm]	Tensão Longit. [MPa]		Tensão Tranv. [MPa]	
	R-X	MC	R-X	MC
2,50	-125	-122	-78	-370
5,00	-162	-132	-35	-428

Assim como, não foram percebidas variações significativas nas tensões residuais, em função dos ângulos do bixel utilizados.

4.3 Análises Macroscópicas

As macrografias das juntas soldadas foram realizadas para definir as regiões onde se realizaria os estudos microscópicos, destacando-se a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF), como também o metal base (MB). Estas análises serviram também para se avaliar a qualidade das soldas realizadas pelos dois processos.

As Figuras 4.17 e 4.18 correspondem ao corte transversal da peça soldada, com ângulo do bisel de 25° e 35° respectivamente, pelo processo SMAW. Nesta escala de observação pode-se dizer que as soldas foram muito bem executadas, e não apresenta nenhuma descontinuidade visível. Observam-se também os

multipasses da solda, as zonas fundida (ZF) e termicamente afetada (ZTA), e a região do metal base (MB).

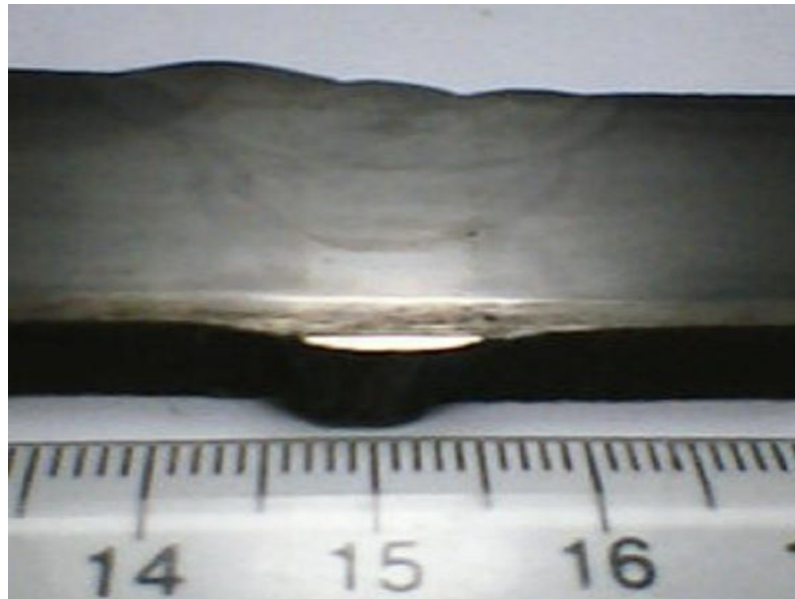


Figura 4.17 – Macroscopia da junta soldada pelo processo SMAW com ângulo do bisel de 25° (escala em mm).

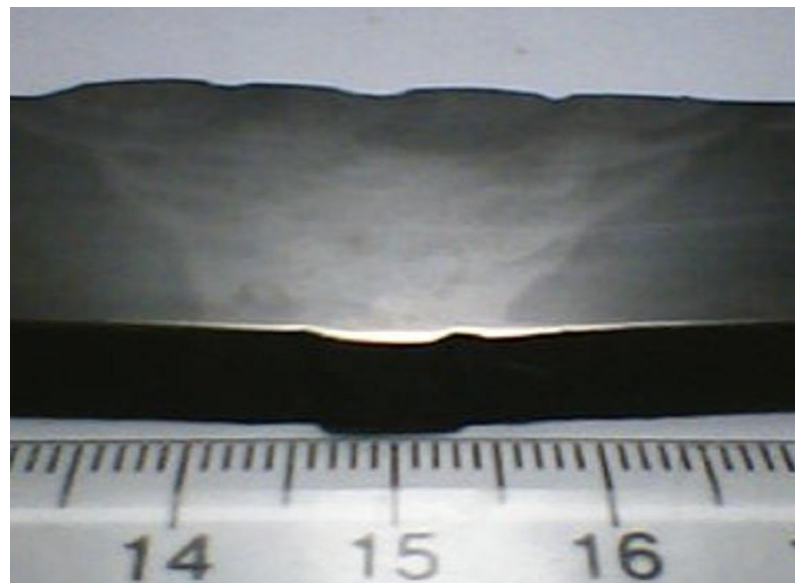


Figura 4.18 – Macroscopia da junta soldada pelo processo SMAW com ângulo do bisel de 35° (escala em mm).

A Figura 4.19 corresponde ao corte transversal da peça soldada pelo processo SAW, onde se observa uma zona termicamente afetada (ZTA) bem mais extensa que os casos que foi soldados pelo processo SMAW.



Figura 4.19 – Macroscopia da junta soldada pelo processo SAW (escala em mm).

Como nos casos anteriores, a solda SAW tem muito boa qualidade e não apresenta descontinuidades visíveis nesta escala. Contrariamente aos casos anteriores (soldagem SMAW) a solda foi realizada pelo processo SAW.

4.4. Evolução Microestrutural

As tensões residuais nas juntas soldada deste aço foram levantadas, considerando-se o deslocamento de pontos (coordenadas do centro dos furos) previamente mapeados numa MMC. As medições das coordenadas (x,y) de cada ponto regularmente espaçados e localizados na ZTA foram realizadas antes e após o tratamento térmico para se quantificar a extensão dos deslocamentos produzidos em cada ponto. Paralelamente, a evolução microestrutural produzida pela plastificação e pelo alívio de tensões subsequente foi observada e analisada. Os aspectos morfológicos de uma junta soldada do aço ASTM AH32 foram analisados antes e após tratamento térmico para alívio de tensões. Os corpos de provas foram soldados pelos processos SMAW (manual) e SAW (automático). Para caracterização microestrutural foram preparados corpos de prova por metalografia tradicional nas condições de soldados com e sem tratamento térmico, e as análises microestruturais foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura. Baseados nas análises morfológicas, os resultados mostraram a eficácia do tratamento para alívio das tensões residuais e, a partir das quais, os efeitos da plastificação / restauração parcial da microestrutura foram evidenciados.

A evolução microestrutural, caracterizando o alívio das tensões residuais foi realizada em diferentes regiões de um corpo de prova após soldagem, na zona termicamente afetada (ZTA), na zona fundida (ZF) e no metal base (MB). Durante o experimento, nesta escala de observação não foi observada nenhuma outra transformação que não fosse a recristalização.

4.4.1 Microestruturas das juntas obtidas pelo processo SMAW

A microestrutura da ZTA do material soldado está mostrada na Figura 4.20. A microestrutura desta zona evidencia o efeito direcional da plastificação e da segregação antes do tratamento. Ainda na Figura 4.20 observa-se a seção

transversal da ZTA onde os grãos perlíticos alinham-se numa única direção e são intermediados por grãos ferríticos equiaxiais.

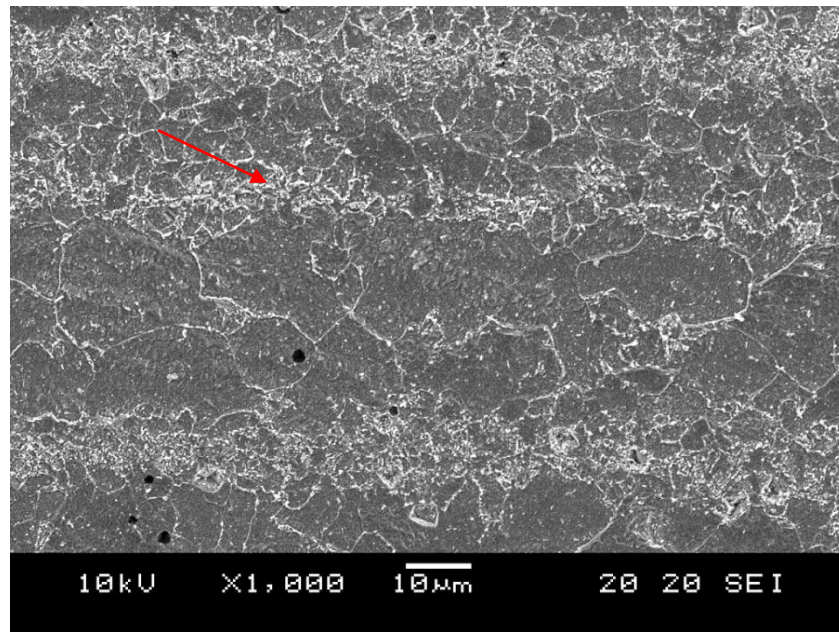


Figura 4.20 – Microestrutura da ZTA antes do tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SMAW.

Depois da recristalização parcial da ZTA, o escoamento mais intenso restaura a microestrutura, Figura 4.21. O efeito direcional desaparece e os subgrãos coalescem e a microestrutura final apresenta alguns grãos perlíticos envolvidos por grãos ferríticos, sem nenhum efeito direcional.

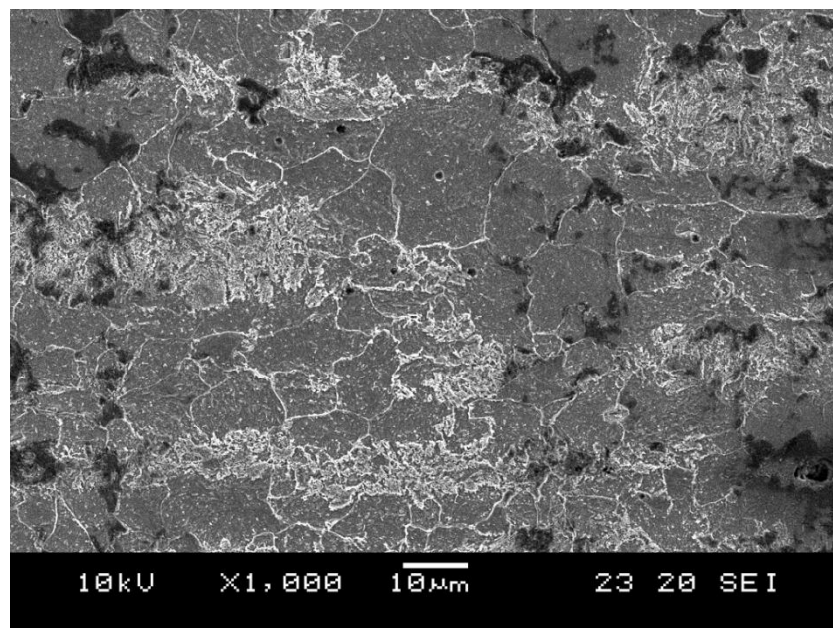


Figura 4.21 – Microestrutura da ZTA após o tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SMAW.

A microestrutura da ZF, Figura 4.22, antes do tratamento apresenta uma microestrutura fina onde a fase ferrítica apresenta-se em diferentes morfologias,

principalmente a poligonal e a acicular ou até a bainita. O efeito da plastificação não pode ser identificado nesta região.

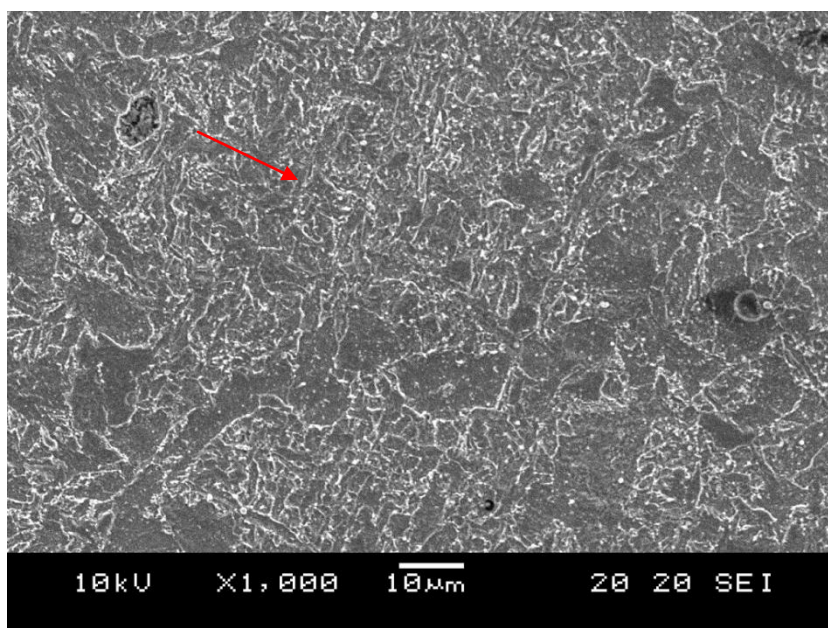


Figura 4.22 – Microestrutura da ZF antes do tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SMAW.

Depois da recristalização parcial da ZF, o escoamento restaura a microestrutura, Figura 4.23. O coalescimento de subgrãos foi um mecanismo presente durante a recristalização, pois o microconstituente acicular tende a crescer e coalecer, formando a ferrita poligonal.

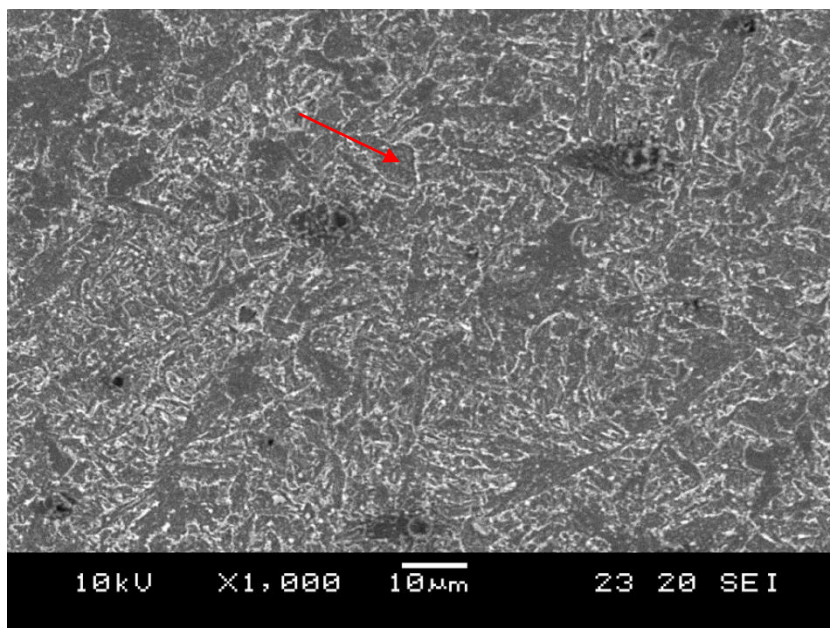


Figura 4.23 – Microestrutura da ZF após o tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SMAW.

As Figuras 4.24 e 4.25 mostram o MB, onde se vê nitidamente que os veios de perlita, orientados antes do tratamento, tende a se dispersar após o tratamento térmico, perdendo a orientação.

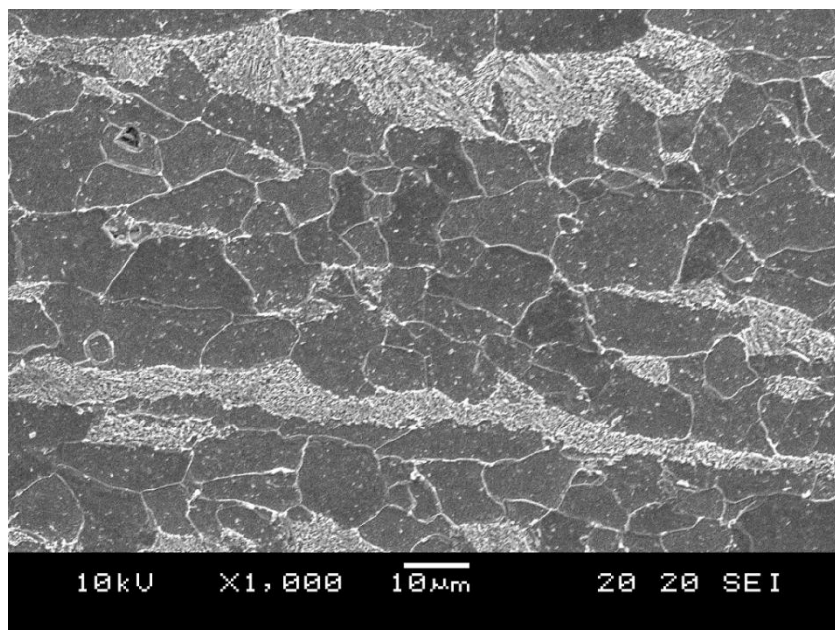


Figura 4.24 – Microestrutura do MB antes do tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SMAW.

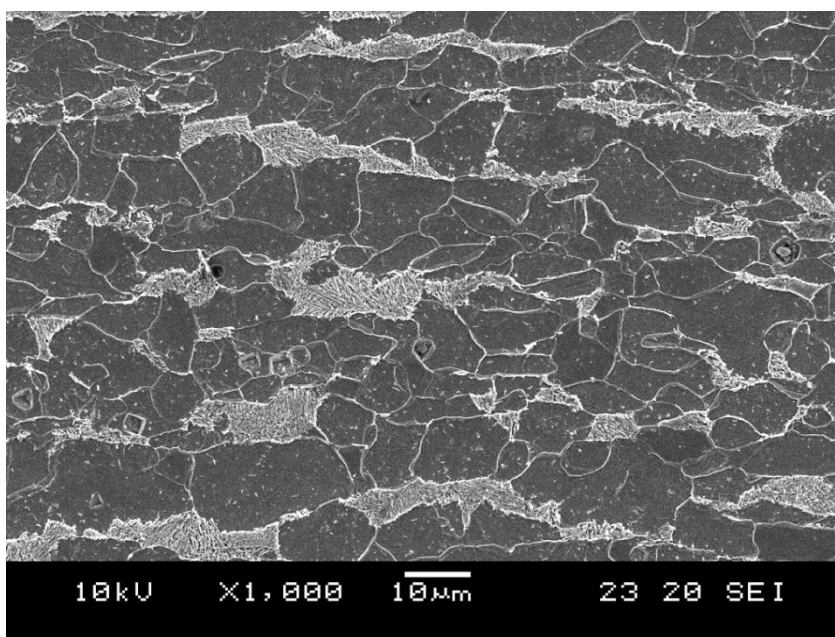


Figura 4.25 – Microestrutura do MB após o tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SMAW.

4.4.2 Microestruturas das juntas obtidas pelo processo SAW.

A Figura 4.26 mostra uma microestrutura da ZTA do material soldado. Na figura observam-se grãos ferríticos alongados com perlita nos contornos. Observa-se também que o efeito direcional é mascarado pela acicularidade da microestrutura.

Esta tendência à acicularidade, característica de estrutura com alta densidade de discordância (deformada), foi remarcada por vários autores (Yang, J. *et al.*, 2010; Niu, J. *et al.*, 2009) que estudaram aços de alta resistência e baixa ligas (ARBL's).

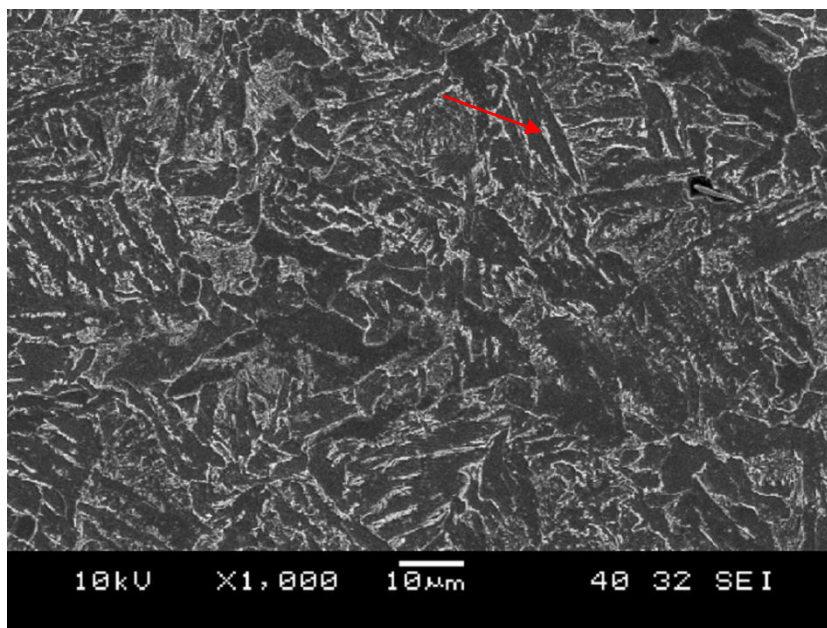


Figura 4.26 – Microestrutura da ZTA antes do tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SAW.

Como mostra a Figura 4.27 o corpo de prova depois de tratado termicamente, a ZTA perde sua característica acicular. Após a recristalização parcial, os grãos ferríticos tendem à equiaxialidade (seta em azul), embora algum vestígio do efeito direcional de plastificação ainda seja observado (lado esquerdo inferior, seta em verde). Este resultado ratifica nossos resultados de tensões residuais transversais que não atingem os valores esperados devido à baixa restauração da microestrutura nesta direção.

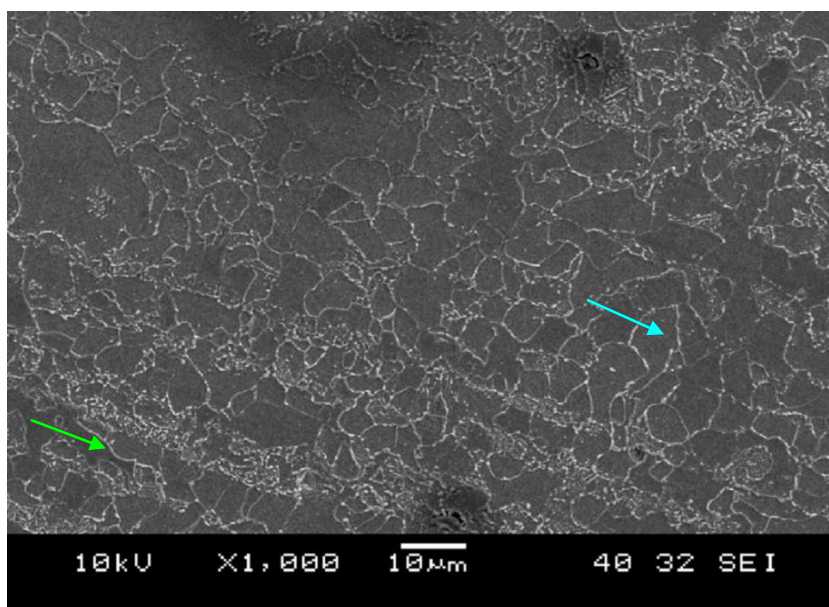


Figura 4.27 – Microestrutura da ZTA após o tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SAW.

Nas Figuras 4.28 e 4.29 têm-se as micrografias referentes à ZF antes e após o tratamento térmico respectivamente.

A microestrutura da ZF antes do tratamento evidencia o efeito direcional da plastificação e da segregação. Por se tratar de uma ZF onde o efeito direcional é mais intenso que na ZTA. Na Figura 4.28 observa-se que os grãos perlíticos alinham-se numa única direção e são intermediados por grãos ferríticos equiaxiais.

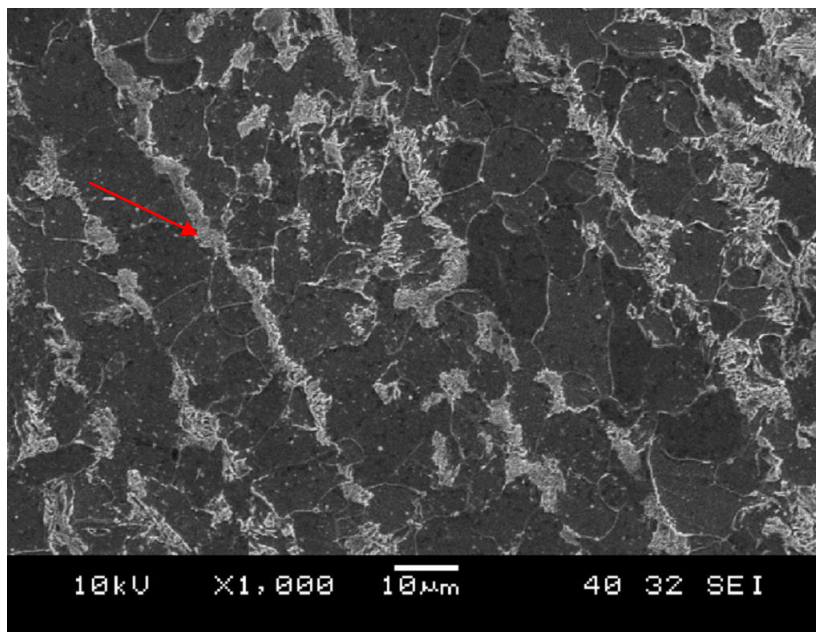


Figura 4.28 – Microestrutura da ZF antes do tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SAW.

Depois da recristalização parcial da ZF, o escoamento mais intenso restaura a microestrutura, Figura 4.29. O efeito direcional desaparece e os subgrãos coalescem e a microestrutura final apresenta grãos ferríticos bem maiores que na ZTA e no MB.

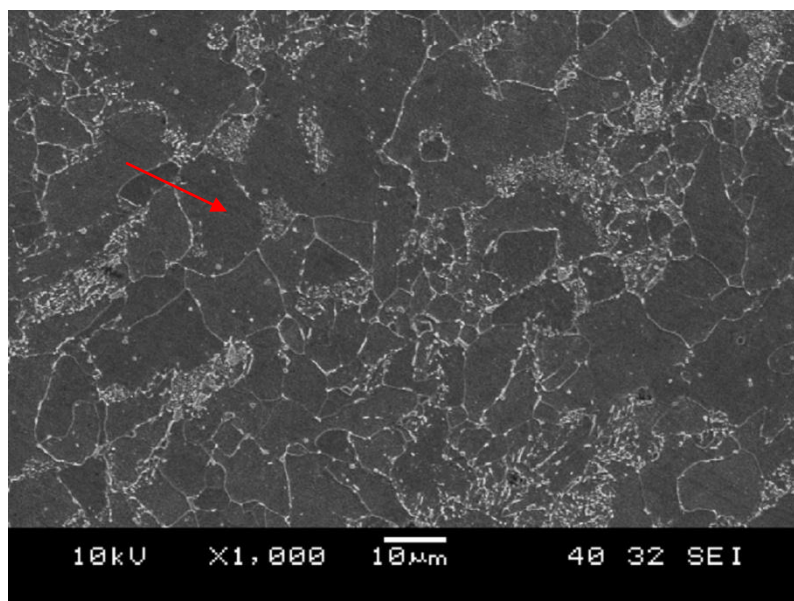


Figura 4.29 – Microestrutura da ZF após o tratamento térmico, na junta obtida pelo processo SAW.

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados nesta pesquisa destacam-se as seguintes conclusões:

Os resultados obtidos das tensões residuais longitudinais demonstram que o método de medir tensões residuais numa junta soldada a partir do deslocamento das coordenadas dos centros dos furos (pontos), numa MMC, mostrou-se bastante promissor;

O tratamento térmico a 680°C produziu deslocamentos dos pontos mapeados cujas coordenadas (x,y) possibilitaram a determinação das tensões residuais comparando-as às medições por um método já consagrado, como a difração por raios-X;

Os resultados das tensões residuais longitudinais obtidos com a MMC mostraram-se bastantes coerentes, comparativamente aos valores obtidos por difração de raios-X (DR-X). A pequena diferença em alguns pontos medidos por MMC estava dentro da faixa de incerteza das medições por DR-X, trazendo resultados que possibilitam a utilização deste novo método;

No caso das tensões residuais transversais, os resultados apresentaram comportamento similar, embora os valores obtidos entre os dois métodos tenham apresentado valores discrepantes tanto para os pontos a 2,50 mm do cordão quanto para os pontos a 5,00 mm. Esta discrepância justifica-se pela anisotropia do material laminado que interfere no processo de plastificação e recristalização;

Para juntas soldadas cujo cordão é transversal ao sentido da laminação de chapas a textura de recozimento amplifica o escoamento nesta direção, produzindo deslocamentos superiores relativamente aos valores de raios-X;

As análises morfológicas mostraram a eficácia do tratamento para alívio das tensões residuais a partir das quais, os efeitos da plastificação / restauração parcial da microestrutura foram evidenciados.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar os ensaios de mapeamento e tratamento térmico, quanto ao tempo em relação ao sentido transversal;
2. Estudar a influência do furo cego e seus efeitos na precisão da medição das deformações pelo método de medição por coordenadas;
3. Realizar ensaios comparando o método de medição por coordenadas com o método do furo cego.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANSYS 6.0 – Analysis System, Swarson Analysis System, Inc.

ARAÚJO M. R. V. Caracterização microestrutural do metal de solda depositado por arco submerso em chapa de aço-carbono estrutural, dissertação de mestrado, UNESP, 2006.

ASSIS J. T. ; MONIN V. ; TEODOSIO J. R. ; GUROVA T. X-ray analysis of residual stress distribution in weld region. In; Copyright (c)JCPDS-International Centre for Diffraction Data 2002, Advances in X-ray Analysis, Volume 45.

ASTM E 387 – 01, Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method, 2002.

ASTM. Standard Guide for installing Bonded Resistance Strain Gages. ASTM designation E1237-93.

ASTM. Standard test Method for verifying the Alignment of X-Ray Diffraction Instrument. for Residual Stress Measurement. ASTM designation. E 915-96.

ASTM. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM E112 - 96(2004)e2, Physical and Mechanical Testing Standards.

AWS. Specification for Carbon Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding, AWS A5.18 (2001).

AWS. Structural Welding Code - Steel, AWS D1.1 (2002).

BAY, B; HANSEN, N.; KUHLMANN-WILSDORF, D. Microstructural evolution in rolled aluminum. Materials Science and Engineering, v. A158, p. 139-146,1992.

BENNING, I.O. “Non-destructive determination of Load and Residual Stresses by the X-ray stress method”, *The Rigaku Journal*, vol. 6, n.2, 1989.

BOAG, J.M.; FLAMAN, M.T. e HERRING, J.A. 2002. Handbook of Residual Stress and Deformation. ASM, p. 1- 6.

BUREAU VERITAS Rules and Regulation for the Classification of Ships and Offshore Installation-Materials. Section 2. NR. 216DNCRO2E. 1997.

CALLISTER, JR. W. D., *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 2002

CARMO, DANIEL CHAUVIERE DO Análise de tensão por ultra-som em barra de aço sob flexão [Rio de Janeiro] 2006 IX 95 p. 29,7 cm (COPPE / UFRJ, Dissertação - Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

CHEN, Y. J.; MEYERS, M. A.; NESTERENKO, V. F. Spontaneous and forced shear localization in high-strain-rate deformation of tantalum. Materials Science and Engineering, v. A268, p. 70 -82, 1999.

COHEN, J.B., NOYAN, I.C., Measurement by diffraction and interpretation, Springer-Verlag: Berlin, 1987.

CULLITY, B. D.; Elements of X-Ray Diffraction, Addison – Wesley Publishing Company, Inc – 1967

DALLY J.W., RILEY W. F., Experimental Stress Analysis, Third Edition – McGraw Hill – 1991

ESAB, Catálogo de Produtos do Fabricante. Disponível em: www.esab.com.br acesso em: 11 de março 2010.

FRY, T., “Measurement Good Practice Guide No. 53 “ National Physical Laboratory, UK, 2000.

GEORGE L. O.; HÉLIO C. M.; JESUALDO P. F., “Avaliação das tensões residuais em tubos de pequeno diâmetro soldados pelo processo TIG orbital”, *Soldagem. insp. São Paulo*, v. 14, n. 2, p. 114-121, Abr/Jun 2009.

GRANT, P.V. et al. 2002. Measurement Good Practice Guide No. 53. UK, National Physical Laboratory, 53 p.

GUIMARÃES, P. B., PEDROSA, P. M. A., SIQUEIRA FILHO, A. V., YADAVA, Y. P., BARBOSA, J. M. A., FERREIRA, R. A. S., “Estudo comparativo do campo de temperatura rosenthal / goldak obtidos numericamente em uma junta soldada de aço astm AH36”, In: 11ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos, Porto de Galinhas, Ipojuca, PE, Brasil, 10-13 de maio de 2011.

GUIMARÃES P. B., SIQUEIRA FILHO A. V, YADAVA Y. P, BARBOSA J. M. A., FERREIRA R. A. S. Obtenção das Tensões Residuais por Mesa de Coordenadas Numa Junta Soldada de Aço ASTM AH36 Para Comparação com DR-X e Resultados Numéricos Obtidos pelo Método dos Elementos Finitos, Congresso Nacional de Soldagem (CONSOLDA) 2011.

GUROVA, T., *Variação do Estado de Tensões Residuais introduzidas por Shot-Peening, durante Deformação Plástica por Tração Uniaxial, em aços*, Tese de D.Sc., COPPE / UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1997.

HAUK, V. 1997. Structural and Residual Stress Analysis by Non-destructive Methods. Elsevier, 654 p.

HANDBOOK OF MEASUREMENT OF RESIDUAL STRESSES – SEM – Edited by Jian Lu – 1996.

HANSEN, N. Cold deformation microstructures. Materials Science and Thechnology, v.6, p.1039-1047, 1990.

HANSEN, N. Deformation microstructures. Scripta Metallurgica et Materialia, v.27, p.1447-1452, 1992.

HIRTH, J. P. The influence of grain boundary on mechanical properties. Metallurgical transactions, v.3, p. 3047 - 3067, 1972.

HOFFMANN, F.; KEBLER, O.; LUBBEN, Th. e MAYR, P. 2002. Distortion Engineering -Verzugsbeherrschung in der Fertigung. HTM, 57(3):213-217.

HUGHES, D. A.; Deformation microstructure in refractory metals and alloys: past and present research. In: DALDER, E. N. C. et al (Ed.) Evolution of Refractory Metals and Alloys. Pittsburgh: TMS, 1993. p. 219 - 235.

HUGHES, D. A.; HANSEN, N. Microstructural evolution in nickel during rolling from intermediate to large strains. Metallurgical Transaction, v. 24A, p. 2021 - 2037, 1993.

HUGHES, D. A.; HANSEN, N. High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms. Acta Materialia, v. 45, p. 3871 - 3886, 1997.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. Recrystallization and related annealing phenomena. 2nd ed., Oxford: Elsevier Ltd, 2004.

IIW Sub-Commission IXJ "Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals". IIW Doc. IX-1533-88, 1988.

JUERS, R. H. Naval Surface Warfare Center. Welding Brazing and Soldering, ASM Handbook. 1993.

KOCKELMANN, H. e SCHWARZ, T. 1993. Die Bohrlochmethode—ein für viele Anwendungsbereiche optimales Verfahren zur experimentellen Ermittlung von Eigenspannungen. MTB von HBM, 29(2):33–38.

KUHLMANN-WILSDORF, D.; HANSEN, N. Geometrically necessary, incidental and subgrains boundaries. Scripta Metallurgica et Materialia, v. 25, p. 1557 - 1562, 1991.

LANCASTER, F.J. Metallurgy of Welding. George Allen & Unwin, Londres, 1980, pp.110-173.

LEE, C. S.; DUGGAN, B. J.; SMALLMAN, R. E. A Theory of deformation banding in cold rolling. Acta Metallurgica et materialia, v. 41, p. 2265 - 2270, 1993.

LIMA, E. J. Soldagem robotizada com eletrodo revestido. Dissertação de mestrado, UFMG, Belo Horizonte/MG. 2006.

LIMA, E. P. R.; SANGUINETTI FERREIRA, R. A.; QUADROS, N. F.; YADAVA, Y. P. Estudo dos aspectos cinéticos e morfológicos durante recristalização da liga AA 8011. Revista Iberoamericana de Engenharia Mecânica, v. 10 n 1, PP 131-137, 2006.

LU, J., BOUHELIER, C., LIEURADE, H. P., BARALLE, D., MIEGE, B., FLEVANOT, J. F. (1994). Study of Residual Welding Stress Using Step-by-step Hole Drilling and Xray Diffraction Method. Welding in the World, v. 33, n. 2, pp. 118-128.

LU, J. 1996. Handbook of Measurement of Residual Stresses. SEM Inc., 254 p.

MACHERAUCH, E., WOHLFAHRT, H., "Different Sources of Residual Stress as Result of Welding". In: Proceedings of the International Conference on Residual Stress in Welded Construction and their effect, v.1, pp. 267-280, London, 1997.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.;BRACARENSE, A.Q. Fundamentos e Tecnologia. In: SOLDAGEM. 1 ed. Belo Horizonte/MG: UFMG. 2005.

MARQUIS, F. D. S.; CHEN, Y. J. High-strain, high-strain-rate deformation behavior of tantalum and tantalum-tungsten based alloys. Journal de Physique IV, v. C3, p. 441 - 446, 1997.

MASUBUCHI, K (OICHI). Analysis of Welded Structures. Pergamon press, 1980. 642 pgs.

MERCANTIL BRASILEIRA DE AÇO – MBA, http://www.mbaaco.com.br/pdf/chapas_estruturas_navais_alta_resistencia.pdf. Acessado em março 2010.

MICRO MEASUREMENTS. 1993. Tech Note TN – 503 – 4. 15 p.

MIDDLETON, J.C. Residual Stress and X-rays. NDT International.20. 1987. 291-294.

MODENESI, P. J. Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico. UFMG, 2008. Disponível em: <www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/tensao_residual.pdf> Acesso em: 30/05/2008.

MODENESI, P. J. Soldabilidade dos Aços Transformáveis. Belo Horizonte/MG: UFMG, 2004. Disponível em: <www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/textos/metferritic.pdf>. Acesso em: 14/05/2008.

MONIN V. I. ; GUROVA T. ; CASTELLO X. ; ESTEFEN S. F. Analysis of residual stress state in welded steel plates by x-ray diffraction method. In; Rev.Adv.Mater.Sci. 19(2009) 172-175

MONIN, V.I.; TEODOSIO, J.R.; GUROVA, T. A portable X-ray apparatus for both stress measurements and phase analysis under field conditions. Advances in X-ray Analysis, Vol.43. p.66-71, 2000.

MUNHOZ, DORIVAL JR. Determinação de tensão residual e Austenita retida em aços cementados usando difração de raio X, 1983.

NIU, J. et al.; Tempering microstructure and mechanical properties of pipeline steel X80, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 19(2009), s573-s578.

NORTON, JOHN T. X-Ray Determination of residual Stress, 1973.

OGBORN,J.S. Submerged arc welding. In: DAVIS,J.R. et al.(Ed.).ASM handbook: Welding, Brazing, and Soldering. Metals Park; American Society for Metals, p.202-209. 1993.

OKUMURA, T.; TANIGUSGI, C. *Engenharia de soldagem e aplicações*. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 1982.

PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. Jr. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. 3^a Ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

PARANHOS, R. ; SOUZA, A. C. Soldagem a Arco Submerso, Coleção Soldagem 2000. Rio de Janeiro, p.15, 1999 .

PARANHOS, R.P.R;FILHO, J.C.P.; ORTEGA,L.C. Efeito da adição de boro e titânio na microestrutura e tenacidade do metal de solda obtido por arco submerso em juntas de dois passes. Belo Horizonte,p.115, 1999.

PATHINAJ, B., VASUDEVAN, R., “Residual Stress in Materials and their Measurement by X-Ray”, *Tisco*, v.24, n.3, pp.109-120, 1977.

PETERSON , R. E., *Stress Concentration Factors*”, John Wiiley and Sons, 1974.

PITELLA R. M., Determinação de Tensões Residuais em Aço C45 PBK em Condições Limites de Usinagem, dissertação de mestrado, UFPR Curitiba, 2003.

PREVEY, PAUL S. X-Ray Diffraction - Residual Stress Techniques. *Diffraction Methods - Lambda Research, Inc.* p. 381 – 392, 1986.

RAMALHO, J.P. et al., Soldagem. Coleção Tecnologia SENAI. São Paulo: SENAI. 553p. 1997.

RANDLE, V.; HANSEN, N.; JUUL JESSEN, D. The deformation behavior of grain boundary regions in polycrystalline aluminum. *Philosophical Magazine A*, v. 73, p. 265 - 282, 1996.

RODACOSKI, M. R., Medição de tensões residuais com holografia eletrônica, Florianópolis, UFSC, 2002.

ROLIM, T. L. Sistemática indicadora de método para calibração de máquinas de medição por coordenadas., Tese de Doutorado, UFPB, João Pessoa, PB, 2003. 139p.

SANDIM, H. R. Z.; Heterogeneidades de deformações: uma visão microscópica. In: TEXTURA e relações de orientação - Deformação plástica, Recristalização e crescimento de grão. Ed. p/ A. P. Tschiptschin e outros. São Paulo: EPUSP, p. 11 - 22, 2003.

SANGUINETTI FERREIRA, R. A. Transformação de fase – Aspectos cinéticos e morfológicos. Ed. UFPE, 245p., 2002.

SCHAJER, G. S., *Application of Finite Element Calculation to Residual Stress Measurements*, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 103, 157-163, April 1981

SCHAJER, G. S., *Use of Displacement data to calculate strain gage response in non-uniform strain fields*, *Journal of Strain*, February 1993

SOLARI, M.J.A. Metalurgia del Metal de Soldadura. Comission Nacional de Energia

Atomica, Buenos Aires, 1981. pp. 55-73.

TIMOSHENKO S., GOODIER J. N., Theory of Elasticity, Second Edition McGraw-Hill, 1951

TUSEK, J. & SUBAN, M. Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high-alloy stainless steel. Int J Hydrogen Energy, 25(4), 2000, 369-76.

WELDING HANDBOOK. Welding processes-arc and gas welding and cutting, brazing and soldering, vol. 2, 7th ed. American Welding Society; Miami, Florida, 1978. p. 114-6.

WELDING HANDBOOK. Welding Processes, volume 2. AWS: American Welding Society, eighth edition. 1991.

YANG, J. et al.; Microstructure and transformation characteristics of acicular ferrite in high niobium-bearing microalloyed steel, Journal of Iron and Steel Research, International. 2010, 17(6): 53-59.

8. TRABALHOS PRODUZIDOS

SIQUEIRA FILHO, A. V.; ROLIM, T. L.; YADAVA, Y. P.; CARDOSO, F. I. B.; GUIMARÃES, P. B.; FERREIRA, R. A. S. ***Estudo Comparativo das Tensões Residuais por Mesa de Coordenadas e DR-X em uma Junta Soldada***. Anais do 19º CBECimat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Campos do Jordão - SP, 2010.

SIQUEIRA FILHO, A. V., ROLIM, T. L., YADAVA Y. P., CARDOSO, F. I. B., GUIMARÃES, P. B., MACIEL, T. M., FERREIRA, R. A. S. ***Estudo Comparativo das Tensões Residuais Logitudinais e Transversais por Mesa de Coordenadas e Dr-X numa Junta Soldada***. In: 11ª Conferência Sobre Tecnologia de Equipamentos - COTEQ, 2011, Porto De Galinhas - PE.

SIQUEIRA FILHO, A. V., ROLIM, T. L., YADAVA Y. P., CARDOSO, F. I. B., FERREIRA, R. A. S. ***Evolução Microestrutural Durante Alívio das Tensões Residuais numa Junta Soldada de um Aço ASTM AH 32*** In: XXXVII Congresso Nacional de Soldagem - CONSOLDA, 2011, Natal -RN.

GUIMARÃES, P. B.; PEDROSA, P. M. A.; YADAVA, Y. P.; SIQUEIRA FILHO, A. V.; BARBOSA, J. M. A.; FERREIRA, R. A. S. ***Comparative Study of Temperature Fields Obtained Numerically According to the Welding Current***. Materials & Design. 2010.

GUIMARÃES, P. B.; PEDROSA, P. M. A.; YADAVA, Y. P.; SIQUEIRA FILHO, A. V.; BARBOSA, J. M. A.; FERREIRA, R. A. S. ***Determination of the Residual Stresses from a Temperature Field Obtained Numerically***. Materials & Design. 2010.

GUIMARÃES, P. B.; PEDROSA, P. M. A.; YADAVA, Y. P.; SIQUEIRA FILHO, A. V.; BARBOSA, J. M. A.; FERREIRA, R. A. S. ***Estudo Comparativo dos Campos de Temperatura Obtidos Numericamente em Função da Corrente de Soldagem***. Anais do 19 °CBECimat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Campos do Jordão-SP, 2010.

GUIMARÃES, P. B., PEDROSA, P. M. A., SIQUEIRA FILHO, A. V., YADAVA Y. P., BARBOSA, J. M. A., FERREIRA, R. A. S. ***Estudo Comparativo do Campo de Temperatura Rosenthal / Goldak obtidos Numericamente em uma Junta Soldada de Aço ASTM AH36***. In: 11ª Conferência Sobre Tecnologia de Equipamentos - COTEQ, 2011, Porto de Galinhas - PE.

PABLO BATISTA GUIMARÃES, SIQUEIRA FILHO, A. V., YADAVA Y. P., BARBOSA, J. M. A., FERREIRA, R. A. S. ***Obtenção das Tensões Residuais por Mesa de Coordenadas numa Junta Soldada de Aço ASTM AH36 para Comparação com DR-X e Resultados Numéricos obtidos pelo Método dos Elementos Finitos*** In: XXXVII Congresso Nacional de Soldagem - CONSOLDA, 2011, Natal-RN.

PABLO BATISTA GUIMARÃES, PEDROSA, P. M. A., YADAVA Y. P., SIQUEIRA FILHO, A. V., BARBOSA, J. M. A., FERREIRA, R. A. S. ***Comparative Study of Levels of Residual Stresses obtained Numerically as a Function of Welding Current*** In: 21st Brazilian Congress of Mechanical Engineering - COBEM, 2011, Natal - RN.

PABLO BATISTA GUIMARÃES, PEDROSA, P. M. A., YADAVA Y. P., SIQUEIRA FILHO, A. V., BARBOSA, J. M. A., FERREIRA, R. A. S. ***Obtaining Temperature Fields as a Function of Efficiency in Tig Welding by Numerical Modeling*** In: 21st Brazilian Congress of Mechanical Engineering - COBEM, 2011, Natal -RN.

ARTIGOS SUBMETIDOS PARA PUBLICAÇÃO EM REVISTAS

SIQUEIRA FILHO, A. V., ROLIM, T. L., YADAVA Y. P., CARDOSO, F. I. B., PABLO BATISTA GUIMARÃES, MACIEL, T. M., FERREIRA, R. A. S. ***Development of Methodology for Measurements of Residual Stresses in Welded Joint Based on Displacement of Points in a Coordinated Table***. Artigo: Materials Research, 2011.

SIQUEIRA FILHO, ANIBAL VERAS DE; ROLIM, TIAGO LEITE; YADAVA, YOGENDRA PRASAD; CARDOSO, FRANCISCO ILO; MACIEL, THEOPHILO M; GUIMARÃES, PABLO BATISTA; FERREIRA, RICARDO SANGUINETTI. ***Estudo comparativo das tensões residuais longitudinais e transversais por mesa de coordenadas e DR-X numa junta soldada***. Artigo: Revista Matéria, 2011.

PABLO BATISTA GUIMARÃES, PEDROSA, P. M. A., YADAVA Y. P., BARBOSA, J. M. A., SIQUEIRA FILHO, A. V., FERREIRA, R. A. S. ***Determination of Residual stresses Numerically Obtained in ASTM AH36 Steel Welded by TIG Process..*** Artigo: Journal of Materials Processing Technology, 2012.

9. ANEXO

9.1 Memória de cálculo das tensões residuais do processo SMAW / bisel 25°.

Tabela 9.1 - Distante 2,50 mm do cordão de solda.

CÁLCULO DA TENSÃO à 2.50 ZTA					CHAPA 1		antes e após t. termico				BISEL 25							
Ponto	Lox	DLx	Ex	E/1-v2	(Ex+vEy)	Tx	Dtx	Tx-RX	Dtx-rX	Loy	DLy	Ey	E/1-v2	(Ey+vEx)	Ty	Dty	Ty-RX	Dty-rX
1	100	-0,0666	-0,0007	227472	-0,0007	-151	0,30	-149	30	100	0,0010	0,00001	227472	-0,0002	-43	0,30	-228	10
3	100	-0,0599	-0,0006	227472	-0,0006	-135	0,30	-143	23	100	0,0012	0,000012	227472	-0,0002	-38	0,30	-238	10
5	100	-0,0955	-0,0010	227472	-0,0008	-189	0,31	-146	23	100	0,0416	0,000416	227472	0,00013	29	0,32	-206	36
7	100	-0,0955	-0,0010	227472	-0,0008	-189	0,31	-94	8	100	0,0416	0,000416	227472	0,00013	29	0,32	-218	25
9	100	-0,0687	-0,0007	227472	-0,0006	-126	0,31	-133	9	100	0,0447	0,000447	227472	0,00024	55	0,31	-178	11

Foi usado o módulo de 207.000 Mpa e o coeficiente de Poisson de 0,30 segundo Callister.

Tabela 9.2 - Distante 5,00 mm do cordão de solda.

CÁLCULO DA TENSÃO à 5.00 ZTA					CHAPA 1		antes e após t. termico				BISEL 25							
Ponto	Lox	DLx	Ex	E/1-v2	(Ex+vEy)	Tx	Dtx	Tx-RX	Dtx-rX	Loy	DLy	Ey	E/1-v2	(Ey+vEx)	Ty	Dty	Ty-RX	Dty-rX
2	100	-0,0810	-0,0008	227472	-0,0007	-164	0,31	-176	18	100	0,0296	0,000296	227472	5,3E-05	12	0,31	-202	32
4	100	-0,0810	-0,0008	227472	-0,0007	-164	0,31	-156	31	100	0,0296	0,000296	227472	5,3E-05	12	0,31	-206	18
6	100	-0,0678	-0,0007	227472	-0,0007	-150	0,30	-154	29	100	0,0059	0,000059	227472	-0,0001	-33	0,31	-223	13
8	100	-0,0773	-0,0008	227472	-0,0007	-156	0,31	-174	21	100	0,0289	0,000289	227472	5,7E-05	13	0,31	-246	11
10	100	-0,0795	-0,0008	227472	-0,0006	-144	0,31	-192	5	100	0,0535	0,000535	227472	0,0003	67	0,32	-179	26

Foi usado o módulo de 207.000 Mpa e o coeficiente de Poisson de 0,30 segundo Callister.

9.2 Memória de cálculo das tensões residuais do processo SMAW / bisel 35°.

Tabela 9.3 - Distante 2,50 mm do cordão de solda.

CÁLCULO DA TENSÃO à 2.50 ZTA					CHAPA 2		antes e após t. termico				BISEL 35							
Ponto	Lox	DLx	Ex	E/1-v2	(Ex+vEy)	Tx	Dtx	Tx-RX	Dtx-rX	Loy	DLy	Ey	E/1-v2	(Ey+vEx)	Ty	Dty	Ty-RX	Dty-rX
1	100	0,1572	0,0016	227472	-0,001	-221	0,42	-125	21	100	-0,2002	-0,002002	227472	-0,0015	-348	0,40	-119	65
3	100	0,1743	0,0017	227472	-0,0009	-210	0,48	-120	23	100	-0,2740	-0,00274	227472	-0,0022	-504	0,44	-142	33
5	100	1,1853	0,0119	227472	-0,0113	-2577	0,89	-77	30	100	-0,1743	-0,001743	227472	-0,0018	-412	1,33	-97	77
7	100	0,1538	0,0015	227472	-0,0007	-168	0,46	-126	25	100	-0,2667	-0,002667	227472	-0,0022	-502	0,42	-147	38
9	100	0,1822	0,0018	227472	-0,0008	-190	0,53	-101	52	100	-0,3291	-0,003291	227472	-0,0027	-624	0,47	-107	50

Foi usado o módulo de 207.000 Mpa e o coeficiente de Poisson de 0,30 segundo Callister.

Tabela 9.4 - Distante 5,00 mm do cordão de solda.

CÁLCULO DA TENSÃO à 5.00 ZTA					CHAPA 2		antes e após t. termico				BISEL 35							
Ponto	Lox	DLx	Ex	E/1-v2	(Ex+vEy)	Tx	Dtx	Tx-RX	Dtx-rX	Loy	DLy	Ey	E/1-v2	(Ey+vEx)	Ty	Dty	Ty-RX	Dty-rX
2	100	0,1781	0,0018	227472	-0,0011	-244	0,45	-187	12	100	-0,2367	-0,002367	227472	-0,0018	-417	0,43	-220	21
4	100	0,1880	0,0019	227472	-0,0011	-248	0,48	-229	21	100	-0,2628	-0,002628	227472	-0,0021	-470	0,45	-281	68
6	100	0,2040	0,0020	227472	-0,0013	-299	0,46	-155	24	100	-0,2424	-0,002424	227472	-0,0018	-412	0,45	-245	27
8	100	0,1575	0,0016	227472	-0,0007	-161	0,48	-138	28	100	-0,2889	-0,002889	227472	-0,0024	-550	0,44	-183	25
10	100	0,1889	0,0019	227472	-0,001	-233	0,50	-222	19	100	-0,2882	-0,002882	227472	-0,0023	-527	0,46	-205	34

Foi usado o módulo de 207.000 Mpa e o coeficiente de Poisson de 0,30 segundo Callister.

