

**ANDRII MISHCHENKO**

**UMA VISÃO HOLÍSTICA DA GERAÇÃO DE TENSÕES  
RESIDUAIS EM SOLDAGEM A ARCO E DA MEDIÇÃO  
POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X**



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DA ENGENHARIA MECÂNICA**

**2018**

**ANDRII MISHCHENKO**

**UMA VISÃO HOLÍSTICA DA GERAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS EM  
SOLDAGEM A ARCO E DA MEDIÇÃO POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X**

**Tese** apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Américo Scotti

**UBERLÂNDIA-MG**

**2018**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)  
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

---

M678v Mishchenko, Andrii, 1991-  
2018 Uma visão holística da geração de tensões residuais em soldagem a arco e da medição por difração de Raio X [recurso eletrônico] / Andrii Mishchenko. - 2018.

Orientador: Américo Scotti.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Modo de acesso: Internet.

Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.9>

Inclui bibliografia.

Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. 2. Tensões térmicas. 3. Raios X - Difração. 4. Metais - Soldagem. 5. Processos de fabricação. 6. Materiais. I. Scotti, Américo, 1955-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

---

CDU: 621

Rejâne Maria da Silva – CRB6/1925

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA**

Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902  
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br

**ATA****ATA DE DEFESA DE TESE****NÚMERO DE ORDEM: 254****DATA: 06/11/2018**

Às quinze horas do dia seis de novembro de dois mil e dezoito, na Sala 313 - Bloco 1M, Campus Santa Mônica, reuniu-se a Banca Examinadora composta pelos professores Dr. Américo Scotti (Orientador), Dr. Douglas Bezerra de Araújo e Dr. Louriel Oliveira Vilarinho, da Universidade Federal de Uberlândia, Dr. Antonio Adel dos Santos, da Usiminas, e Dra. Tetyana Gurova, do Centro Universitário da Zona Oeste (UEZO), para, sob a presidência do primeiro, desenvolver o processo de avaliação da tese intitulada **“Uma Visão Holística da Geração de Tensões Residuais em Soldagem a Arco e da Medição por Difração de Raio X”**, apresentada pelo aluno **ANDRII MISHCHENKO**, matrícula número **11423EMC016**, em complementação aos requisitos determinados pelo Regimento do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica para obtenção do título de Doutor. Após discorrer sobre seu trabalho, o candidato foi arguido pelos membros da Banca, diante das comunidades universitária e externa. Em seguida, a tese foi avaliada em seção privada pelos membros da Banca que, ao encerrar o processo, consideraram-na:

- Aprovada  
 Aprovada com modificações a serem submetidas para a aprovação do orientador  
 Aprovada com modificações a serem submetidas para a aprovação da banca  
 Reprovada

conferindo ao aluno, em caso de aprovação, o título de Doutor em Engenharia Mecânica, Área de Concentração: **Materiais e Processos de Fabricação**; Linha de Pesquisa: **Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)**. As demandas complementares observadas pelos examinadores deverão ser satisfeitas no prazo máximo de 45 dias, para dar validade a esta aprovação. Para constar, lavrou-se a presente ata, que vai assinada pelo presidente e demais membros da Banca.

**Membros:**

Prof. Dr. Américo Scotti (orientador) - UFU

Prof. Dr. Douglas Bezerra de Araújo - UFU

Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho - UFU

Dr. Antonio Adel dos Santos - Usiminas

Profa. Dra. Tetyana Gurova - UEZO

Uberlândia, 06 de novembro de 2018



Documento assinado eletronicamente por **Douglas Bezerra de Araujo, Professor(a) do Magistério Superior**, em 06/11/2018, às 18:40, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Tetyana Gurova, Usuário Externo**, em 06/11/2018, às 18:44, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **ANTONIO ADEL DOS SANTOS, Usuário Externo**, em 06/11/2018, às 18:45, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho, Professor(a) do Magistério Superior**, em 06/11/2018, às 18:46, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Américo Scotti, Professor(a) do Magistério Superior**, em 06/11/2018, às 18:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://www.sei.ufu.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **0831570** e o código CRC **5D1162CD**.

*Àqueles que gostam mais da jornada que do destino*

## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Américo Scotti, pela ótima orientação, paciência e conselhos importantes durante a minha formação acadêmica e pessoal.

Aos Prof. Louriel Oliveira Vilarinho, Prof. Valtair Antônio Ferraresi, Prof. Volodymyr Ponomarov, pela transferência de conhecimentos.

Ao programa de Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU.

À CNPq, pelo suporte financeiro (bolsa de doutorado processo CNPq 149308/2014-0).

FAPEMIG, pelo suporte financeiros para montagem experimental (Processo TEC - APQ-01992-15).

Além disso, gostaria de agradecer Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM) pelo suporte e disponibilização da infraestrutura para realizar as simulações físicas de soldagem.

À USIMINAS e em especial ao Antônio Adel dos Santos pelo suporte e chapas de teste.

À MetalScience pela colaboração e equipamento disponibilizado e em especial ao Dean Klower.

Ao LAPROSOLDA, pelo apoio técnico e laboratorial.

Aos meus pais Sergii e Nadiya, e minha namorada Adrivania pelo suporte moral e inspiração.

**MISHCHENKO, A.** Uma Visão Holística da Geração de Tensões Residuais em Soldagem a Arco e da Medição por Difração de Raio X. 2018. 200 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

### **Resumo**

As tensões térmicas causadas por aquecimento e resfriamento não uniforme de um pequeno volume de metal dão origem às tensões residuais em soldagem. Tensões residuais são um dos principais problemas relacionados à fabricação de componentes metálicos onde se envolve processos de soldagem. Apesar de crescimento constante das técnicas computacionais, ainda há necessidade de trabalhos experimentais voltados para estabelecer princípios gerais de relação causa-efeito na geração de tensões residuais. Entretanto, há uma grande discordância na literatura entre resultados experimentais. Um das prováveis razões seria a dificuldade de identificar e discretizar o efeito de cada variável que governa o fenômeno.

O objetivo do presente trabalho foi propor uma abordagem metodológica para se conseguir avaliar de maneira isolada, porém sob uma visão holística, a influência dos fatores envolvidos na geração de tensões residuais e, em seguida, fazer a própria avaliação experimental dos mesmos através da Difração de Raio X (DRX). Inicialmente se propôs um diagrama em que se classifica os fatores que influenciam a geração de tensão térmica em diferentes níveis (efeito primário e secundário). Em seguida, uma metodologia original para se avaliar a influência de fatores primários (volume de metal aquecido e transformação metalúrgica) sobre a geração de tensões residuais foi aplicada e avaliada. Avaliou-se, também, de maneira sistemática todo o processo de medição das tensões residuais por DRX e se propôs uma série de recomendações para medição.

A metodologia proposta mostrou ser capaz de demonstrar que a energia de soldagem não é um parâmetro primário, ou seja, capaz de governar diretamente a geração de tensões residuais em aço avaliado. A avaliação sistemática do processo de medição das tensões residuais por DRX demonstrou que é necessário quantificar o estado prévio das TR contidas na chapa antes de efetuar uma soldagem para se chegar a resultados mais confiáveis, mas esta abordagem só dever ser feita em regiões em que o aquecimento do metal é abaixo da sua transformação metalúrgica. Além disso, demonstrou-se que a restrição da chapa tem influência sobre evolução temporal das tensões residuais e que é uma boa prática usar uma fixação rígida para garantir a qualidade dos resultados.

---

*Palavras-chave: Tensão residual; Soldagem a arco; Difração de Raio X.*

**MISHCHENKO, A. A Holistic View of the Generation of Residual Stresses by X-Ray Diffraction in Arc Welding.** 2018. 200 p. PhD Thesis, Federal University of Uberlândia, Uberlândia.

### **Abstract**

Thermal stresses caused by heating and non-uniform cooling of a small volume of metal give rise to residual stresses in welding. Residual stresses are one of the main problems related to the manufacture of metal components where welding processes are involved. Despite constant growth of computational techniques, there is still a need for experimental work aimed at establishing general principles of cause and effect relationship in the generation of residual stresses. However, there is great disagreement in the literature among experimental results. One of the likely reasons would be the difficulty of identifying and discretizing the effect of each variable that governs the phenomenon.

The objective of the present work was to propose a methodological approach to be able to evaluate in an isolated way, but under a holistic view, the influence of the factors involved in the generation of residual stresses and then to make the own experimental evaluation of the same through the Diffraction of X-ray (XRD). Initially, a diagram was proposed to classify the factors that influence the generation of thermal stress at different levels (primary and secondary effects). Then, an original methodology to evaluate the influence of primary factors (heated metal volume and metallurgical transformation) on the generation of residual stresses was applied and evaluated. The whole process of measuring residual stresses by XRD was also systematically evaluated and a series of recommendations were proposed.

The proposed methodology showed to be able to demonstrate that the welding energy is not a primary parameter, that is, able to govern directly the generation of residual stresses in steel evaluated. The systematic evaluation of the process of measurement of residual stresses by XRD has shown that it is necessary to quantify the previous state of the RT contained in the sheet before welding to obtain more reliable results, but this approach should only be done in regions where the metal heating is below its metallurgical transformation. In addition, it has been shown that sheet restraint influences the temporal evolution of residual stresses and that it is good practice to use a rigid fixation to ensure the quality of the results.

---

*Keywords: Residual stress; Arc welding; X-ray diffraction.*

**LISTA DE ABREVIações**

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
BLAR	Baixa Liga Alta Resistência
DRX	Difração de Raio X
DTTS	Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem
MIG/MAG	Metal Inert Gas/Metal Active Gas
TR	Tensão Residual
TT	Tensões Térmicas
$\sigma_{x-x}$	Tensão residual transversal
$\sigma_{x-y}$	Tensão residual longitudinal

## SUAMÁRIO

<b>CAPÍTULO 1 - Introdução.....</b>	<b>14</b>
<b>CAPÍTULO 2 - Revisão Bibliográfica.....</b>	<b>18</b>
2.1 Introdução.....	18
2.2 Representação vetorial das tensões e terminologia propostas.....	20
2.3 Influência dos parâmetros operacionais sobre a geração de TR.....	21
2.3.1 <i>A energia de soldagem e sua relação com a geração de TT.....</i>	<i>22</i>
2.3.2 <i>O efeito de volume aquecido sobre a geração de TT.....</i>	<i>25</i>
2.3.3 <i>O efeito das transformações metalúrgicas sobre TT.....</i>	<i>28</i>
2.3.4 <i>Influência do pré-aquecimento ou temperatura de interpasse sobre as TR.....</i>	<i>35</i>
2.3.5 <i>Influência das restrições sobre a geração das tensões residuais.....</i>	<i>39</i>
2.4 Conclusões parciais.....	43
<b>CAPÍTULO 3 - Métodos, Equipamentos e Insumos.....</b>	<b>45</b>
3.1 Metodologia geral.....	45
3.2 Abordagem dos procedimentos experimentais do trabalho.....	48
3.3 Equipamentos e bancada experimental.....	49
3.3.1 <i>Equipamentos para soldagem.....</i>	<i>49</i>
3.3.2 <i>Suporte das placas de teste para soldagem.....</i>	<i>49</i>
3.3.3 <i>Equipamentos para preparação de superfície antes de medição das tensões residuais</i>	<i>53</i>
3.3.4 <i>Equipamento para medição das tensões residuais por Difração de Raio-X (DRX).....</i>	<i>54</i>
3.4 Insumos.....	55

3.5 Caracterização das soldagens.....	57
3.5.1 <i>Análise metalográfica</i> .....	57
3.5.2 <i>Análise de microdureza</i> .....	58
<b>CAPÍTULO 4 - Influência da Preparação da Superfície Sobre Tensões Residuais Induzidas por Pré-Processamento da Chapa de Teste.....</b>	<b>59</b>
4.1 Introdução.....	59
4.2 Metodologia, equipamentos e insumos.....	61
4.2.1 <i>Correção das TR em função da espessura da camada removida</i> .....	65
4.3 Resultados e discussão.....	65
4.3.1 <i>Evolução temporal das tensões residuais e repetitividade dos experimentos</i> .....	65
4.3.2 <i>Evolução das tensões residuais e microestrutura da superfície em função da espessura da camada removida</i> .....	67
4.3.3 <i>Tensões residuais em chapas de teste com superfície tratada por jato de areia</i> .....	70
4.4 Conclusões parciais.....	71
<b>CAPÍTULO 5 - Influência da Energia de Soldagem sobre a Geração de Tensões Residuais.....</b>	<b>72</b>
5.1 Introdução.....	72
5.2 Metodologia.....	75
5.3 Procedimento experimental, equipamentos e insumos.....	76
5.4 Medição de TR por Difração de Raio X (DRX).....	77
5.5 Amostragem e preparação metalográfica.....	79
5.6 Medição da microdureza HV.....	80
5.7 Resultados.....	82

5.7.1 Caracterização macrográfica.....	82
5.7.2 Microestrutura e microdureza das seções transversais com afastamento progressivo da aresta do cordão.....	83
5.7.3 Microestrutura e microdureza das seções no sentido longitudinal da amostra.....	86
5.7.4 Tensões residuais.....	90
5.8 Conclusões parciais.....	93
<b>CAPÍTULO 6 - Influência do Volume do Cordão Sobre a Geração de Tensão Residual</b>	<b>94</b>
6.1 Introdução.....	94
6.2 Metodologia.....	95
6.3 Procedimento experimental, equipamentos e insumos.....	96
6.4 Resultados.....	97
6.4.1 Perfis de microdureza e caracterização microestrutural.....	97
6.4.1.1 Seções transversais com afastamento progressivo da aresta do cordão.....	97
6.4.1.2 Seções no sentido longitudinal da amostra.....	100
6.4.2 Medição das tensões residuais.....	106
6.5 Conclusões.....	108
<b>CAPÍTULO 7 - Determinação de Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem.....</b>	<b>109</b>
7.1 Introdução.....	109
7.2 Levantamento de Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem.....	110
7.3 Procedimento experimental para se levantar os Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem utilizando a Gleeble.....	112
7.4 Avaliação da Metodologia para levantamento de DTTS.....	114
7.4.1 Prova de conceito 1: DTTS de um aço de baixo teor de carbono.....	114

7.4.2 Prova de conceito 2: DTTS de um aço sem transformação de fase.....	118
7.4.3 Mitigação do efeito de aquecimento de toda a extensão da amostra.....	122
7.4.4 Parametrização de ciclos térmicos usados em simulações físicas.....	124
7.5 Aplicação da metodologia para levantamento do DTTS do aço em estudo (BLAR700).....	129
7.5.1 Procedimento de análise dos resultados de simulação.....	129
7.6 Apresentação e discussão dos resultados sobre as DTTS do aço BLAR700.....	132
<b>CAPÍTULO 8 - Abordagens para Medição de TR por DRX: Tensão Líquida Introduzida pelo Processo de Soldagem, Sequência de Preparação da Superfície, Remoção das Restrições e Relaxação Temporal.....</b>	<b>144</b>
8.1 Introdução.....	144
8.2 Metodologia, materiais e equipamentos.....	146
8.3 Resultados.....	147
8.3.1 Preparação e caracterização da superfície da chapa de teste antes da soldagem.....	147
8.3.2 Aplicação da tensão líquida introduzida pelo processo de soldagem.....	149
8.3.3 Avaliação da influência da sequência de preparação da superfície sobre medição das TR.....	151
8.3.4 Influência da relaxação temporal.....	153
8.3.5 Influência da remoção das restrições.....	154
8.4 Conclusões parciais.....	156
<b>CAPÍTULO 9 - Discussão Geral</b>	<b>157</b>
9.1 Revisão bibliográfica.....	157
9.2 Influência da remoção superficial sobre medição de TR.....	159
9.3 Influência da energia de soldagem sobre a geração de TR.....	159

9.4 Influência do volume de metal aquecido sobre TR.....	162
9.5 Determinação de diagramas de tensões térmicas em soldagem (DTTS).....	164
9.6 Boas práticas de medição das TR por Difração de Raio X.....	168
<b>CAPÍTULO 10 - Conclusões.....</b>	<b>174</b>
<b>CAPÍTULO 11 - Sugestões para Trabalhos Futuros.....</b>	<b>177</b>
<b>CAPÍTULO 12 - Referências Bibliográficas.....</b>	<b>179</b>
<b>APÊNDICE I Desenvolvimento e Avaliação de um Método para Remoção Eletrolítica.....</b>	<b>189</b>

# CAPITULO I

## Introdução

Tensões em soldagem são causadas por aquecimento de um pequeno volume de todo o metal até altas temperaturas e a conseqüente contração do mesmo sob restrição da parte não aquecida. Como a dilatação e contração do volume aquecido são restringidas pelo metal frio da vizinhança, tensões térmicas são geradas nesta região. Caso elas não sejam “liberadas” por deformação plástica ou por alívio das restrições (ruptura), as mesmas ficam armazenadas no material e são por isto chamadas de tensões residuais.

Tensões residuais (TR) induzidas pelo processo de soldagem é um dos principais problemas relacionados à fabricação de componentes metálicos. Um exemplo de como as tensões residuais devem tomar a atenção dos responsáveis é dado por Lancaster (2005), onde o autor descreve um colapso de um vaso de pressão com amônia que aconteceu na África do Sul em 1973. A maior contribuição para o colapso foi o campo de tensões residuais induzidas pela solda de reparo. O mesmo autor cita ainda outro colapso relacionado com tensões residuais causadas por soldagem, o da ponte Seongsu, que aconteceu em Seoul, 1994. Uma das causas do acidente foi corrosão induzida pelas tensões residuais causadas por uma solda.

Existem várias abordagens para se estudar a evolução e conseqüências de TR, como, por exemplo, a simulação numérica. Porém, mesmo com o auxílio de técnicas computacionais ainda é

difícil prever a sua localização e avaliá-las numericamente. Como justifica Dong (2005), resultados contraditórios podem surgir devido à crença de que os pacotes de software de elementos finitos podem resolver os problemas extremamente complicados. A maior dificuldade dos modelos numéricos consiste em conseguir incluir todos os fatores envolvidos na formação de tensões residuais, como sugere a Fig. 1.1 proposta pelo autor desta tese.



Figura 1.1 - Principais fatores envolvidos na formação de tensões residuais em soldagem de um dado material (e de suas propriedades)

Outra abordagem para estudo de tensões residuais seria usar modelos descritivos fortalecidos por dados experimentais. Um exemplo de modelo descritivo é o trabalho de Scotti (2014). A vantagem de modelo descritivo se concentra na representação mais abrangente dos fenômenos envolvidos na geração de tensões residuais (Fig. 1.1) o que pode auxiliar na definição de simplificações de um modelo numérico ou ajudar a planejar um estudo experimental. Entretanto, existem poucos trabalhos experimentais ou os de simulação que usam a abordagem dos modelos descritivos para elaborar os seus procedimentos ou justificar os resultados obtidos.

Percebe-se, portanto, a falta de um estudo experimental que trata tensões residuais de uma maneira mais genérica, cuja abrangência se estende não apenas sobre detalhes isolados (como no caso da simulação numérica), ou apenas a descrição dos fenômenos ocorridos (como no caso dos modelos descritivos), mas trata o problema como um conjunto de fenômenos físicos fortemente correlacionados. Na maioria dos casos práticos, isolamento dos parâmetros que influenciam as tensões residuais é aparentemente impossível, tornando-se, portanto, um alvo metodológico para desenvolver trabalhos sobre tensões residuais em soldagem. Acredita-se que, com um melhor

entendimento dos fenômenos físicos da formação de tensões residuais de forma interligada, pode se elaborar metodologias de mitigação que se aplicam a uma variedade de situações e não apenas aos casos específicos.

O objetivo do presente trabalho é, num primeiro momento, propor uma abordagem metodológica para se conseguir avaliar de maneira isolada a influência dos fatores envolvidos na geração de tensões residuais e, em seguida, fazer a própria avaliação experimental dos mesmos, visando responder às seguintes perguntas científicas:

- Seria a energia de soldagem um parâmetro independente (parâmetro primário), a tal ponto a governar diretamente a geração de TR em soldagem?
- Qual é o papel do volume de metal aquecido e das transformações metalúrgicas em geração de tensões residuais?
- É possível prever o valor das TR em um determinado material por meio das simulações físicas do processo de soldagem?

Deve-se lembrar que os objetivos propostos não podem ser alcançados sem que se elaborem os métodos apropriados. No caso de um trabalho que se trata de medição das TR por Difração de Raio X, a preparação da superfície antes de medição é fundamental para que se obtenham resultados de qualidade e confiáveis. Desta forma, questionam-se alguns aspectos relacionados às etapas técnicas de preparação da superfície e manuseio da chapa de teste, que se caracterizam como objetivos específicos:

- É necessário quantificar o estado prévio das TR contidas na chapa antes de soldar?
- Qual é a sequência de preparação do local onde se vai medir as TR? Antes de processo gerador de TR (soldagem) ou depois?
- Há influência nas TR medidas se as medições são feitas com as chapas sob restrição ou não?
- Há influência da relaxação temporal das TR sobre o resultado de medição?

*Nota do autor: durante a jornada percorrida para se responder essas perguntas, conseguiu-se publicar três artigos científicos em periódicos nacionais e internacionais, além de se ter mais três que têm potencial de serem publicados nos próximos 6 meses, a saber:*

1. MISHCHENKO, ANDRII; WU, LEONARDO; DA SILVA, VANESSA K. ; SCOTTI, AMÉRICO. Analysis of residual stresses resulting from the surface preparation for X-ray diffraction measurement. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, v. 40, p. 94, 2018. **(publicado)**
2. MISHCHENKO, ANDRII; SCOTTI, AMÉRICO. Tensões Residuais em Soldagem a Arco: Uma Visão Holística. Revista Soldagem e Inspeção, v. 23, p. 93-112, 2018. **(publicado)**
3. MISHCHENKO, ANDRII; OLIVEIRA, BRUNO JOSÉ DE; SCOTTI, AMÉRICO. Preparação de Superfície para Medição de Tensões Residuais em Soldagem por DRX. Revista Soldagem e Inspeção, v. 21, p. 497-507, 2016. **(publicado)**
4. MISHCHENKO, ANDRII; SCOTTI, AMÉRICO. Dificuldades para determinar o efeito do volume de metal aquecido sobre a geração de TR **(a ser redigido)**
5. MISHCHENKO, ANDRII; SCOTTI, AMÉRICO. Determinação de Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem **(a ser redigido)**
6. MISHCHENKO, ANDRII; SCOTTI, AMÉRICO. Influência da falta de fusão a Tensão Residual em soldagem a arco **(redação a ser finalizada)**
7. MISHCHENKO, ANDRII; SCOTTI, AMÉRICO. Boas prática de medição das TR por Difração de Raio X (Tensão Líquida Introduzida pelo Processo de Soldagem, Sequência de Preparação da Superfície, Remoção das Restrições e Relaxação Temporal) **(redação a ser finalizada)**

# CAPÍTULO II

## Revisão Bibliográfica

### 2.1 Introdução

A importância de se estudar Tensões Residuais (TR) em soldagem reside na capacidade de uma estrutura em suportar os esforços em serviço. Um exemplo de como as TR devem receber atenção dos responsáveis é dado por Lancaster (2005), onde o autor descreve um colapso de um vaso de pressão com amônia que aconteceu na África do Sul em 1973. De acordo com o autor, a maior contribuição para o colapso foi o campo de TR induzidas pelo processo de soldagem. O mesmo autor cita ainda outro colapso relacionado com TR causadas por soldagem, o da ponte Seongsu, que aconteceu em Seoul, 1994. Uma das causas do acidente foi corrosão sob tensão induzida pelas TR causadas por uma solda.

Apesar da relevância do tema, estudar TR não é uma tarefa trivial. Existe, por exemplo, falta de contextualização na literatura corrente quando são usados os termos Tensões Térmicas (TT) e Tensões Residuais (TR), pois muitas vezes são tratados equivocadamente como sinônimos. Por exemplo, Pamnani et al. (2016) afirmam que as TR são geradas durante o processo de soldagem, o que contradiz a própria definição de TR dada pela AWS A3.0M/A3.0:2010 (American Welding Society, 2010), como aquelas que estão presentes numa junta soldada e/ou material de base que estão livres de esforços externos e gradientes térmicos, ou seja, que permanecem depois da soldagem finalizar e a peça resfriar. Por outro lado, Eisazadeh e Aidun (2017) usam os termos tensões residuais e tensões transientes para definir tensões após soldagem e durante o processo de soldagem, respectivamente.

Scotti (2014) aponta a diferença entre TT e TR em soldagem por meio de um modelo descritivo. Tensões térmicas seriam aquelas geradas durante todo o ciclo térmico que passa cada região do material a ser soldado, tanto no aquecimento, quanto no resfriamento, a partir de e até a temperatura ambiente (um eventual pré-aquecimento ou pós-aquecimento fariam parte do ciclo térmico). Devido à existência de regiões não aquecidas do material durante soldagem, que agem como restrição à dilatação e contração da região aquecida, tensões trativas ou compressivas são geradas, tanto na região aquecida (geradora), como na não aquecida (restritoras). Essas tensões térmicas ao final do ciclo térmico (temperatura ambiente) representam as tensões finais distribuídas na região aquecida e não aquecida. Passam, assim, ao final, a ser chamadas de tensões residuais (TR).

A importância desta diferenciação é devida ao fato de que parte das tensões térmicas podem se manifestar antes de se transformar em tensões residuais, na forma de deformações (caso a peça não apresente resistência mecânica suficientemente alta para contrapor às TT). Ou mesmo na forma de colapso, quando as TT, sozinhas ou aliadas às outras tensões existentes, agem sobre fragilidades localizadas ou quando pontos de concentração de tensão superam o limite de ruptura do material, levando-o à fratura. Ou seja, a deformação e/ou colapso pode ocorrer mesmo na fase de resfriamento, mas tensões residuais, por definição, são aquelas TT acumuladas ao final do ciclo térmico. Seria, portanto, inadequado dizer que trincas de solidificação são devidas a TR, já que acontecem antes do final da geração total das TT. Além desta confusão conceitual de caráter terminológico, existem outras encontradas em estudos sobre tensões e deformações em soldagem, como quanto aos nomes dos vetores que definem o sentido das tensões (longitudinais ou transversais). Mais complicado se torna a análise quando não se define claramente em muitos trabalhos da literatura quais os parâmetros que são diretamente ou indiretamente responsáveis pelas gerações de tensões térmicas.

Tomando-se como base que uma revisão deve identificar de forma críticas espaços vazios do conhecimento para motivar pesquisadores a contribuírem com o fechamento das lacunas, este trabalho de revisão tem o objetivo de, tentando-se sempre homogeneizar definições e terminologias, apresentar uma visão holística das tensões de origem térmicas geradas e presentes num componente soldado, fundamentando-se em informações da literatura e modelos/proposições elaborados por autor deste trabalho.

## 2.2 Representação vetorial das tensões e terminologia propostas

Cabe agora discutir a simbologia das tensões residuais quanto às direções de como se distribuem. A maneira mais comum de se fixar os eixos de referência é ilustrada pela Fig. 2.1 e adotada, por exemplo, por Teng e Lin (1998), onde tem-se o eixo Y como longitudinal ao cordão de solda, o X como transversal e o Z como normal, escolhendo como referência o centro da chapa de teste. Entretanto, há muita divergência de simbologia entre autores que mediram TR em seus trabalhos. Por exemplo, no trabalho de Pouget e Reynolds (2008), os autores definem as TR como longitudinais e transversais sem especificar os eixos de referência. Park et al. (2004) e Heinze et al. (2012a) usaram o sistema de referência parecido com o de Teng e Lin (1998), porém definem o eixo Z como eixo longitudinal ao cordão de solda, X como transversal e Y como normal. Schroeffer et al. (2017) usou apenas o eixo Y, mas para indicar a tensão transversal ao cordão de solda. Ter conhecimento preciso do eixo de atuação da TR é de extrema importância. Por exemplo, Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002) menciona que em soldas de uma camada sem gradientes de temperatura na direção da espessura, provavelmente as tensões residuais longitudinais serão a componente mais significativa e as tensões residuais transversais alcançarão aproximadamente 1/3 dos valores das longitudinais.

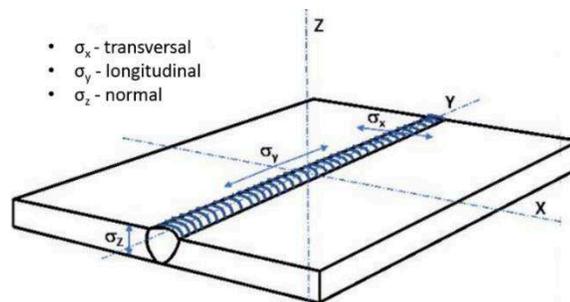


Figura 2.1 - Representação esquemática dos componentes de tensão numa chapa tridimensional (Figura elaborada pelo autor)

Não que exista a maneira certa ou errada, mas neste trabalho segue-se a representação da Fig. 2.1. Além disso, é de suma importância definir não só a direção das componentes das tensões, mas também em que eixo (X, Y, Z) as tensões estão atuando. Em muitos trabalhos, entre eles o do Heinze et al. (2012a), fica difícil de distinguir em quais eixos se referem as TR longitudinais e transversais calculadas e medidas. Por isto nesse trabalho se propõe uma definição para as TR atuantes. Pela proposta, as componentes são representadas pela letra grega  $\sigma$  e índices

subscritos X e Y no plano de uma chapa de acordo com o sistema de coordenadas apresentado na Fig. 2.2, em que as curvas mostram como variam as TR longitudinais e transversais ao longo dos eixos X e Y.  $\sigma_{y-x}$  seria, então, a tensão longitudinal ( $\sigma_y$ ) ao longo do eixo X, à uma distância do eixo de referência Y.  $\sigma_{x-x}$ , por sua vez, seria a tensão transversal ao longo do eixo X, à uma dada distância do eixo de referência X.  $\sigma_{y-y}$  representaria a variação de tensão longitudinal ao longo do eixo Y, à uma dada distância do eixo de referência X. Finalmente,  $\sigma_{x-y}$  seria a variação de tensão transversal ao longo do eixo Y, a uma dada distância do eixo de referência Y. Acredita-se que, assim, fica mais fácil comparar resultados.

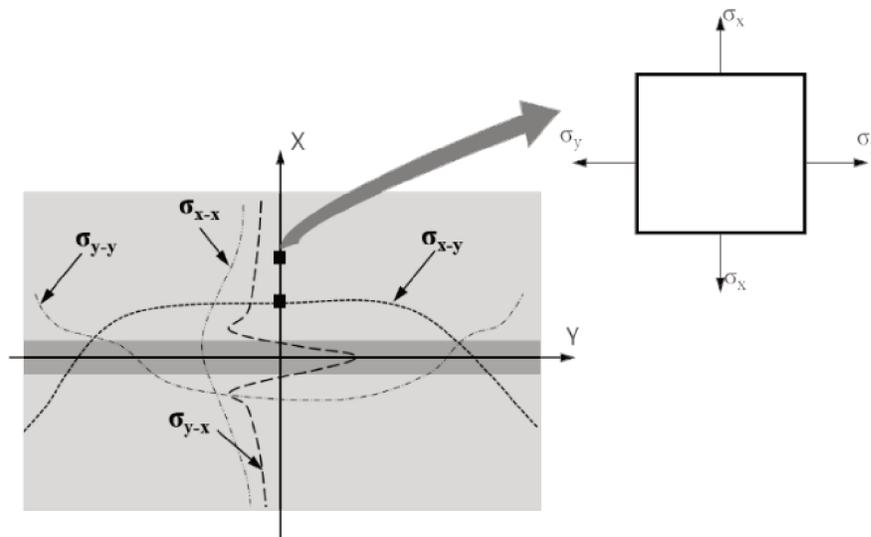


Figura 2.2 - Esquemática de distribuição das TR em um plano sobre uma chapa soldada e representação proposta pelos autores para cada componente das tensões

### 2.3 Influência dos parâmetros operacionais sobre a geração de TR

O dicionário Michaelis (2016) define a palavra “parâmetro” como “elemento variável que participa da elaboração de um conjunto e que também constitui um todo”. Por sua vez, a palavra “operacional” é definida como algo relativo à operação. Portanto, a frase “parâmetros operacionais de soldagem” significa um conjunto de elementos variáveis relativos à operação de soldagem, mas que constituem um todo.

### *2.3.1 A energia de soldagem e sua relação com a geração de TT*

Kim e Eagar (1993) e Palani e Murugan (2006) comentam que corrente, tensão e velocidade de soldagem são os principais parâmetros operacionais do processo. O conjunto desses três parâmetros define, de forma genérica, a energia de soldagem. É importante citar que calor imposto (“heat input”) tem sido erroneamente referenciado em muitos artigos como sinônimo de energia de soldagem. Na verdade, calor imposto é uma parte da energia de soldagem que efetivamente é entregue à peça. Entretanto, a mensuração do calor imposto é um processo complexo, pois depende de um fator experimental (eficiência térmica) de difícil determinação. A eficiência térmica depende não só do processo, mas dos parâmetros de soldagem e da geometria e estado energético da peça. Além disto, depende do método de medição, que normalmente são imprecisos.

Energia de soldagem por sua vez, é razoavelmente fácil de calcular, como a média das potências instantâneas dividida pela velocidade de soldagem. Por isto, nesse trabalho, será apenas utilizado o termo energia de soldagem, que tem sido extensivamente citada como parâmetro que governa a geração de TT. Por exemplo, Lin e Lee (1997) e Xu et al. (2014) estudaram o efeito da energia de soldagem sobre TR em peças de aço inoxidável austenítico. Lin e Lee avaliaram TR em chapas de aço AISI 304 utilizando métodos experimentais, enquanto Xu et al. fizeram uma simulação de soldagem de tubos de mesmo material (o efeito de energia de soldagem sobre as TR para 3 níveis de energia, 3,0 kJ/cm, 3,5 kJ/cm e 4,0 kJ/cm, respectivamente). Apesar de ter estudado TR em materiais parecidos, Lin e Lee e Xu et al. obtiveram resultados diferentes. Lin e Lee (1997) não recomendam utilização da energia de soldagem elevada. Em contraste, Xu et al. (2014) observaram pouca influência da energia de soldagem sobre a distribuição e pico das TR na peça analisada.

Estudando a influência de energia de soldagem sobre a deformação e tensões residuais na soldagem de chapas de aço carbono ASTM A131, Colegrove et al. (2009) afirmam que com aumento da energia de soldagem a largura do pico de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) aumenta também, enquanto o valor máximo de TR permanece relativamente constante. Foi observado o aumento do grau de distorção da peça para energias de soldagem mais altas. Dados similares foram obtidos por

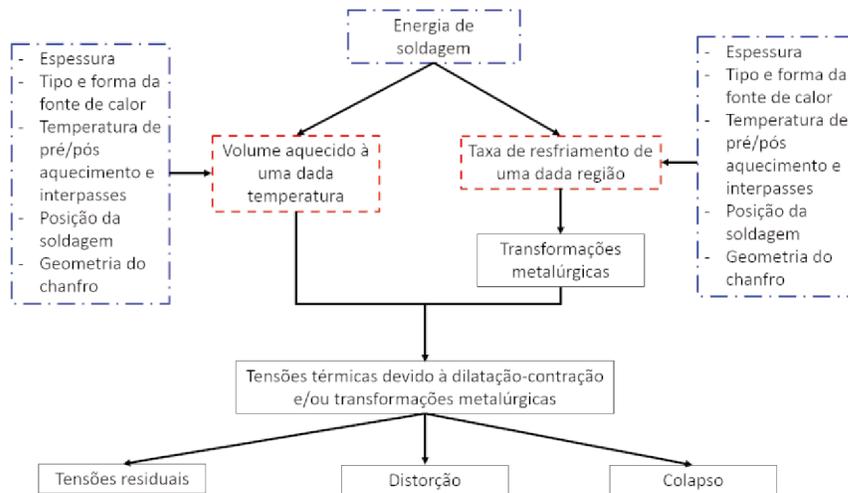
Schroepfer e Kannengiesser (2014), em cujo artigo os autores apresentaram o efeito de energia de soldagem sobre as TR na união de chapas de 8 mm de espessura de aço de alta resistência. Similarmente à Colegrove et al., Schroepfer e Kannengiesser observaram aumento da largura do pico das TR, tanto da longitudinal, como da transversal, com o aumento da energia de soldagem, sendo que o valor máximo das TR não foi alterado (independentemente do material da chapa de teste).

O fato de uma maior energia de soldagem não afetar o valor máximo absoluto da TR, porém aumentando-se a área de distribuição desse valor, foi previsto por Scotti (2014) em seu modelo descritivo de 5 barras, onde o autor afirma que a intensidade das forças (tensões) seria a mesma independentemente da energia, pois a intensidade das tensões depende essencialmente do limite de escoamento do material naquela temperatura. Mas a largura da faixa em que as tensões são geradas é maior, ou seja, um maior volume do material ficará sob ação de tensões térmicas.

Já as tendências observadas por Unnikrishnan et al. (2014) são diferentes das dos autores acima. Unnikrishnan et al. (2014) estudaram o efeito de energia de soldagem sobre TR em cordões de solda feitos por deposição em chapas de aço AISI 304. Os autores observam que uma energia de soldagem maior resulta em TR de tração na região perto do cordão de solda, enquanto uma energia de soldagem menor produz TR de compressão na mesma região. Os autores destacam que nas regiões afastadas do cordão de solda, as TR produzidas por soldagem com menor energia são compressivas de valor próximo ao limite de escoamento do material, enquanto as TR produzidas pela soldagem com maior energia são próximas de zero. Os autores não destacam, entretanto, que uma mesma distância do cordão de solda para soldagens com diferentes energias significa materiais com diferentes propriedades sob a ação das tensões a uma determinada distância do cordão de solda.

Analisando os resultados nem sempre concordantes de diferentes autores, pode-se concluir pela dificuldade de se analisar o efeito da energia de soldagem (ou mesmo calor imposto) sobre a geração de TR, uma vez que energia de soldagem é um parâmetro de controle (também denominado de parâmetro secundário). Parâmetros de controle ou secundários são aqueles que afetam os parâmetros independentes (também denominados parâmetros primários), os quais que realmente governam a geração de TT. Exemplos de parâmetros independentes para geração de TT seriam a taxa de resfriamento (controlando as características metalúrgicas/propriedades mecânicas) e o

volume aquecido a uma dada temperatura (controlando a contração do material durante o resfriamento). Esta afirmação está de acordo com o Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002), que disseram que TR em soldagem é uma consequência da contenção da contração do metal onde transformação de fase ocorre combinada com a restrição do volume aquecido. A Figura 1.1 da Introdução apresenta a inter-relação entre os dois parâmetros independentes e os parâmetros secundários que os modificam.



**Figura 2.3** - Diagrama elaborado por Mishchenko e Scotti (2018), representando como a energia de soldagem age sobre os fatores que realmente governam a geração de tensões térmicas e, consequentemente, tensões residuais, distorções e/ou colapso, destacando-se - os parâmetros primários( ) e secundários -

Neste contexto, Ye et al. (2015) avaliaram a influência do tipo de chanfro (V, X e K) sobre as TR na soldagem multipasse, mantendo-se a quantidade de passes para cada tipo de junta (chapas de 10 mm de espessura de aço AISI 304). Ou seja, procuraram estudar o efeito de um parâmetro secundário ao manter um parâmetro independente, no caso o volume aquecido, constante (o efeito de transformações de fase no estado sólido foi eliminado ao se escolher aço austenítico como metal de base). Para conseguir preencher os chanfros diferentes com mesma quantidade de passes, os autores adotaram a preparação em V com abertura de 60° como referência. Os chanfros em K e X foram confeccionados de tal maneira a dar o mesmo volume do chanfro em V de 60°. Como resultado, os autores observaram que o chanfro em V produz TR longitudinais e transversais de maior valor e distribuídas em uma maior área, comparado com os chanfros em K e X.

De maneira indireta, os resultados dos trabalhos de Colegrove et al. (2009) e Schroeffer e Kannengiesser (2014) (aumento da largura do pico tanto da TR longitudinal ( $\sigma_y-x$ ), como da

transversal com aumento da energia de soldagem) indicam que as energias de soldagem mais altas aquecem um volume maior de material e no final as tensões residuais são distribuídas por um volume maior sem alterar significativamente o seu valor máximo.

### *2.3.2 O efeito de volume aquecido sobre a geração de TT*

Pode-se imaginar que quanto maior o volume de metal aquecido maior será a contração do material durante o resfriamento, quando então se gera as TT. O volume total aquecido geralmente é governado pelos parâmetros geométricos da junta soldada e é composto pela somatória do volume de metal depositado no chanfro e fundido do MB (ZF) e pelo volume de metal de base aquecido pela fonte de calor (ZAC e sub-ZAC). O volume de metal depositado, por sua vez, depende da geometria e dimensões do chanfro, enquanto o volume de metal fundido e aquecido pela fonte de calor depende do processo de soldagem utilizado e da espessura da chapa. Segundo Masubuchi (1980), as maiores alterações volumétricas durante um ciclo térmico da solda são observadas no metal de base. Segundo o autor, da contração/expansão transversal total de uma junta soldada apenas 10% se deve ao resfriamento/aquecimento do metal fundido, sendo o restante devido ao metal de base. Naka (1950) já afirmava que a maior contração no sentido transversal numa soldagem ocorre no metal de base e não no cordão de solda.

Apesar do volume ser uma variável primária na geração de TT, hierarquicamente sob a ação da energia de soldagem, como visto na Fig. 2.3, o volume em si é governado por vários outros fatores, como a espessura da chapa, a geometria e forma do chanfro, posição de soldagem, tipo da fonte de calor, etc. Por exemplo, na união de chapas mais espessas, um volume maior será aquecido (maior energia de soldagem demandada). Entretanto, a chapa muito grossa pode ser soldada em vários passes com volumes por passe muito menor do que o volume total da junta. Desta forma, é muito difícil a análise do efeito do volume sobre a geração de TR. Por este motivo, ou por não perceberem esta relação de causa e efeito entre fatores independentes e secundários, em muitos trabalhos se tenta estudar o efeito de fatores secundários sobre a geração de TT, que potencialmente torna a análise ainda mais complicada.

Neste contexto, Teng et al. (2002) avaliaram numericamente o efeito dos parâmetros geométricos de uma junta soldada, tais como espessura da chapa e ângulo de abertura, entre outros, sobre as TR geradas e as consequências sobre a resistência à fadiga. O material das chapas de teste

utilizadas foi aço ASTM A36 e as chapas foram soldadas em junta de topo com preparação em V. Foi observado que quando a espessura da chapa ou o ângulo de abertura do chanfro aumentam, as tensões residuais (TR) longitudinais aumentam também. Entretanto, as simulações feitas por Teng et al. (2002) não receberam validação experimental.

Porém, a análise dos parâmetros governantes na geração de TR deve ser feita de forma holística. Por exemplo, além de volume, a temperatura em que o mesmo foi aquecido também é importante. Chapas de um mesmo material, mas de espessuras diferentes, são exemplos típicos deste enunciado. Chang e Teng (2004) avaliaram numericamente e experimentalmente as TR em chapas de aço A36 de 4,5 mm de espessura. A junta foi feita em três passes com uma energia de soldagem média de 3 kJ/mm por passe. O valor máximo de TR longitudinal ( $\sigma_y-x$ ) medido por autores foi de aproximadamente 400 MPa. Por outro lado, Teng et al. (2002) simularam numericamente a soldagem de chapas do mesmo material, porém com a espessura de 32 mm. A junta foi feita em 6 passes com energia de soldagem média de 1,3 kJ/mm por passe. O valor máximo de TR longitudinais obtido por Teng et al. (2002) foi de aproximadamente 220 MPa. Comparando os dois trabalhos, poder ia-se dizer que a chapa mais fina apresenta maior TR após soldagem. Porém, numa visão holística, a energia de soldagem por passe da chapa mais fina foi quase duas vezes maior. Entretanto, a chapa fina foi soldada com três passes, enquanto a mais grossa com seis passes, o que daria 9 kJ/mm e 7,8 kJ/mm de energia total imposta, respectivamente para chapa fina e grossa.

Maiores tensões residuais para chapas mais finas foram também observadas por Lee et al. (2012). Em seu trabalho, Lee et al. (2012) avaliaram experimentalmente a distribuição das tensões residuais na soldagem de chapas de aço microligado de alta resistência em juntas de T. Quando os autores compararam as tensões residuais em juntas feitas com chapas de 8 mm e 12 mm de espessura, as tensões residuais transversais foram maiores para chapa mais fina. Entretanto, como afirmam Lee et al. (2012), este fato foi uma particularidade e que a tendência geral é aumento da tensão residual com aumento da espessura da chapa. Lee et al. explicaram o aumento das tensões residuais para chapa mais fina por meio de relação entre velocidade de resfriamento para uma dada espessura e gradientes térmicos. Para chapas mais finas, o aquecimento ao longo da espessura é aproximadamente uniforme, o que faz com que a chapa perca calor por condução e convecção. Neste caso, os gradientes térmicos são mínimos, porém a taxa de resfriamento é alta. Por outro

lado, ainda segundo esses autores, com aumento da espessura da chapa a velocidade de resfriamento diminui e os gradientes térmicos aumentam. Segundo Lee et al. (2012), para um dado material existe uma espessura quando o efeito de velocidade de resfriamento mais lenta prevalece sobre o efeito de gradientes térmicos e a tensão residual resultante é menor comparando com a chapa mais fina. Porém, com aumento da espessura da chapa, esses autores citam, sem justificar, que os gradientes térmicos crescem e a velocidade de resfriamento permanece praticamente constante. Isso faz com que as tensões comecem a crescer novamente com aumento da espessura.

Outro exemplo relacionado ao efeito dos gradientes térmicos foi observado por Ishizaki et al. (2008), que utilizaram resfriamento por jato de CO<sub>2</sub> para diminuir TR longitudinais e transversais em soldagem de um aço inoxidável austenítico. Quando aplicado o resfriamento por CO<sub>2</sub>, os autores encontraram menores TR para maiores gradientes térmicos. Um fator que não foi discutido por Ishizaki et al. (2008) é a redução de volume do metal aquecido pelo resfriamento forçado, que, por hipótese, poderia ter sido a causa para redução das TR. Deste modo, pode-se observar que as TR em chapas finas ficaram maiores do que em chapa grossa, o que contradiz os resultados de Vakili-Tahami e Sorkhabi (2009) (quanto maior a espessura da chapa, maior a tensão residual).

Como apontam Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002), a distribuição das TR é governada por expansão e contração restringida, pois nos aços estudados não havia transformações metalúrgicas no estado sólido. Pode-se supor que as TR em tais aços são governadas por quantidade de volume do metal aquecido e posteriormente resfriado. Essa hipótese foi comprovada indiretamente por Sudheesh e Prasad (2011). Eles estudaram o efeito de resfriamento (trailing sink) sobre tensões residuais na soldagem TIG de chapas finas de aço carbono comum e observaram uma redução significativa das TR longitudinais numa zona de 10 mm a 75 mm a partir do centro do cordão, quando o resfriamento foi aplicado. Entretanto, segundo os resultados dos autores, a aplicação de resfriamento por nitrogênio líquido não fez efeito perceptivo sobre as tensões residuais na ZF ou ZAC. As TR no trabalho do Sudheesh e Prasad foram reduzidas no metal de base e segundo as imagens de campos de temperatura é exatamente no metal de base onde a temperatura foi reduzida com maior eficácia.

Avaliando numericamente a influência do resfriamento forçado sobre TR na soldagem multipasse de tubo de aço AISI 316, Jiang e Yahiaoui (2008) observaram redução de TR axiais de natureza trativa quando o resfriamento mais intensivo foi aplicado. Diferentemente do trabalho de

Sudheesh e Prasad (2011), Jiang e Yahiaoui avaliaram o efeito do resfriamento de ambos os lados da junta. Os autores simularam 8 passes de solda, sendo o primeiro feito com processo TIG e uma energia de soldagem de 0,48 kJ/mm e o restante com uma energia de soldagem de aproximadamente 1,10 kJ/mm. Segundo os autores, o resfriamento mais intenso causa tração na superfície e contração no interior da chapa de teste. No final do processo de soldagem, a tensão tratativa se transforma em compressiva e vice-versa. Por meio de resfriamento forçado da junta, Jiang e Yahiaoui (2008) conseguiram controlar o volume de metal contraído e alterar o perfil de distribuição e magnitude de TR. Resultados um pouco diferentes foram obtidos por Jiang et al. (2012), onde os autores avaliaram numericamente o efeito de resfriamento forçado sobre TR na soldagem de chapas de aço AISI 316. Dos resultados obtidos, pode-se concluir que o resfriamento forçado tem pouca influência sobre TR. Por exemplo, os autores observaram a redução do pico das TR longitudinais na ZAC apenas em 70 MPa, comparado com a soldagem sem resfriamento (de 360 MPa para 290 MPa). Além disso, tanto as TR longitudinais como transversais ficaram maiores nas zonas afastadas do cordão de solda quando o resfriamento forçado foi aplicado.

### *2.3.3 O efeito das transformações metalúrgicas sobre TT*

A taxa de resfriamento (controlando as características metalúrgicas/propriedades mecânicas) é o segundo parâmetro independente na geração de TT, segundo Fig. 2.3. Enquanto alguns autores, como, por exemplo, Jiang e Yahiaoui (2008), Li et al. (2012) e Sudheesh e Prasad (2011) declaram que uma taxa de resfriamento elevada é benéfica à redução de TR, outros, como, Choi e Mazumder (2002) afirmam o contrário (aumento das TR de tração no sentido transversal na ZF e ZAC com aumento da velocidade de soldagem). A situação torna-se mais complicada quando se estuda TR em aços que sofrem transformações metalúrgicas no estado sólido. Por isto vários trabalhos procuram estudar o efeito das transformações de fase através de simulações (físicas e computacionais).

Jones et al. (1978) simularam fisicamente as TR em barras de aços C-Mn, baixa liga e inoxidável, e observaram o perfil de evolução das TT durante um resfriamento similar para todos os aços avaliados, como ilustrado na Fig. 2.4. O aumento de tensões de tração com a redução da temperatura a partir de 1320 °C é relacionado com contração restringida e depende do material (por exemplo, maior razão de crescimento da TT para o aço 12CrMo e menor para o C-Mn). Porém,

durante o resfriamento acontece também transformação de fases, que têm caráter expansivo (introduzindo tensões de compressão sobre as tensões trativas).

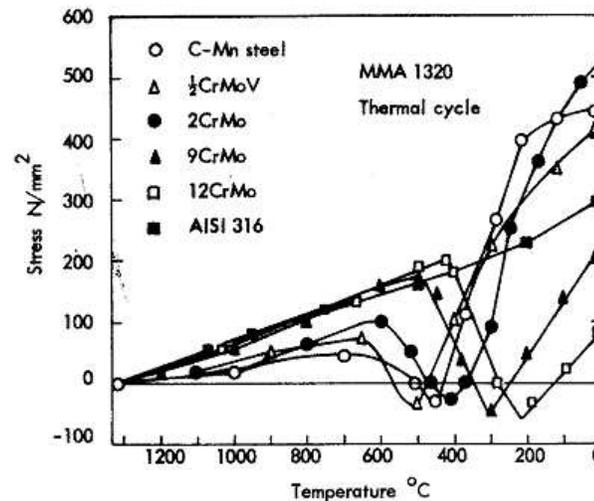


Figura 2.4 - Perfil das tensões térmicas (TT) geradas durante o resfriamento em simulação física e tensões residuais (TR) resultantes para vários aços soldados sob mesmo processo e ciclo térmico de soldagem (Jones et al., 1978)

No caso da Fig. 2.4, estas transformações ocorreram com tamanho volume de contração que as TT chegaram até a deixar o material sob um estado de tensão trativa ao final das transformações. Após as transformações, o material continua se contraindo e as TT tornam-se progressivamente trativas (novamente com razões de crescimento da TT conforme a composição do aço, ou melhor, da microestrutura formada). Ao final, em função das transformações, se tem diferentes TR para cada aço (no caso maior para o aço 2CrMo e menor para o aço 12CrMo). Fica evidenciado, portanto, o papel importante da transformação de fase na geração de TT.

Deng e Murakawa (2006) simularam numericamente o efeito de transformações metalúrgicas sobre TR na soldagem de tubos de aço de alta resistência. Os autores avaliaram o efeito de alteração das propriedades mecânicas e alteração volumétrica devido à transformação martensítica do cordão sobre a magnitude e distribuição das tensões residuais para uma energia de soldagem constante. Foi observado que alteração de volume devido à transformação metalúrgica pode mudar o sinal das tensões residuais axiais, enquanto a alteração das propriedades mecânicas muda apenas a

magnitude das tensões residuais. O mesmo caso, porém utilizando material diferente, foi validado experimentalmente por Lee (2008), onde o autor simulou soldagem multipasse de um aço de alta resistência. Apesar de energia de soldagem ter sido diferente para cada passe, o autor observou que quando o efeito da transformação martensítica é incluso no modelo proposto as tensões longitudinais no centro do cordão de solda depois de resfriamento total diminuem de 800 MPa para 600 MPa.

Lee e Chang (2011) também simularam numericamente o efeito de transformação austenita-martensita sobre as tensões residuais na soldagem de tubos de aço de alta resistência. Para um valor fixo de energia de soldagem, foi observado um decréscimo nas tensões residuais axiais quando a transformação austenita-martensita foi inclusa no modelo. Esse efeito os autores atribuem às mudanças volumétricas provocada pelas transformações que ocorrem no cordão de solda. Resultados diferentes são obtidos quando o efeito de transformação martensítica é estudado em aços de baixo teor de carbono. Como foi comprovado por Deng (2009), na soldagem de aços de baixo carbono a transformação martensítica não tem grande influência sobre as TR longitudinais, independente da energia de soldagem. O autor simulou TR em dois tipos de aços sendo um com baixo teor de carbono e outro com médio. Chegou à conclusão que apenas no aço com médio teor de carbono a transformação martensítica diminui TR na ZAC e ZF.

Quando se solda um material que passa por transformações metalúrgicas no estado sólido, torna-se difícil de separar a influência do volume de metal aquecido da influência de transformações metalúrgicas sobre geração de TR, principalmente quando não se pode manter exatamente o mesmo volume aquecido. Taljat et al. (1998) justificam a grande influência da transformação austenita-martensita por meio de dois fatores, a saber, mudança volumétrica e alteração das propriedades mecânicas do metal. Entre esses dois fatores, Taljat et al. destacam as mudanças volumétricas, enquanto a alteração de propriedades mecânicas não teriam tanta influência.

Uma maneira proposta para estudar a influência separada dessas transformações sobre TR é por meio de diagramas típicos, como apresentado na Fig. 2.5. Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002) apresenta a evolução de tensão axial durante resfriamento em barras de aços ferrítico-perlítico, bainítico e martensítico. Segundo esses autores, quando o aço sofre transformações metalúrgicas no estado sólido, a expansão térmica é sobreposta pela expansão volumétrica devido às

transformações. Esta sobreposição resulta em alteração completa do perfil de TR. Por exemplo, na Fig. 2.5 está apresentado um comportamento simulado fisicamente de aços que sofrem transformação ferrita-perlítica, martensítica ou bainítica. Para uma mesma composição química do aço, o produto da transformação de fase vai depender da velocidade de resfriamento. No caso, a transformação martensítica foi a que proporcionou menor TR, no caso, compressiva.

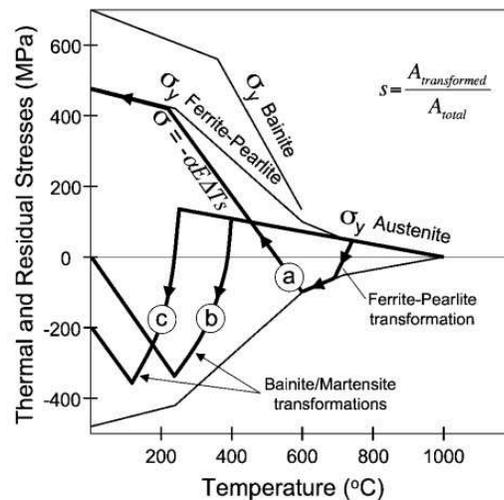


Figura 2.5 - Representação esquemática de evolução de tensão térmica axial em aços com estrutura ferrita perlita (a), bainita (b) e martensita (c), desenvolvida por Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002), onde:  $\sigma_y$  é a curva de limite de escoamento em função da queda de temperatura para diferentes microconstituintes

Este fenômeno foi observado por vários autores que estudaram o efeito de transformações metalúrgicas sobre TR. Por exemplo, Deng e Murakawa (2006) observaram que quando o efeito de transformação martensítica foi incluso no modelo numérico de soldagem de topo de um aço ao carbono martensítico, as tensões residuais axiais na ZF invertem o seu sinal quando comparado com o modelo onde somente a alteração do limite de escoamento foi considerado. Xu et al. (2015) observaram que no aço microligado de alta resistência, as TR de tração podem passar a ser de compressão devido a transformação bainítica na ZAC durante o resfriamento após soldagem. Entretanto, Xu et al. alertam para que se a temperatura de transformação martensítica não for baixa suficiente, a compressão induzida por transformação não será suficiente para aniquilar a tensão de tração devido a contração térmica e ao final do resfriamento as TR permanecem trativas.

A Figura 2.6 é outra demonstração do efeito das transformações sobre as TR finais, após soldagens pelo processo A-TIG. As TR foram medidas pela técnica de furo cego. Como observado

na Figura, as TR crescem até um certo ponto com a profundidade da medição. Kumar et al. (2017) justificam esse crescimento pela alteração superficial de caráter compressivo. Observa-se também que as TR são maiores para maiores energias de soldagem (menor taxa de resfriamento). Kumar et al. justificam essas tendências por meio da transformação martensítica, que seria maior para a taxa de resfriamento mais elevada. Entretanto, os autores não comentam o efeito concorrente do volume aquecido que também seria menor para menor energia de soldagem. É interessante apontar a diferença nas tendências observadas em materiais que sofrem transformações em estado sólido por Kumar et al. (2017) e Jones et al. (1978). Kumar et al. (2017) observaram menores TR para menor energia de soldagem e maior taxa de resfriamento enquanto que Jones et al. (1978) recomendam reduzir taxa de resfriamento (maior energia de soldagem) para obter menores TR.

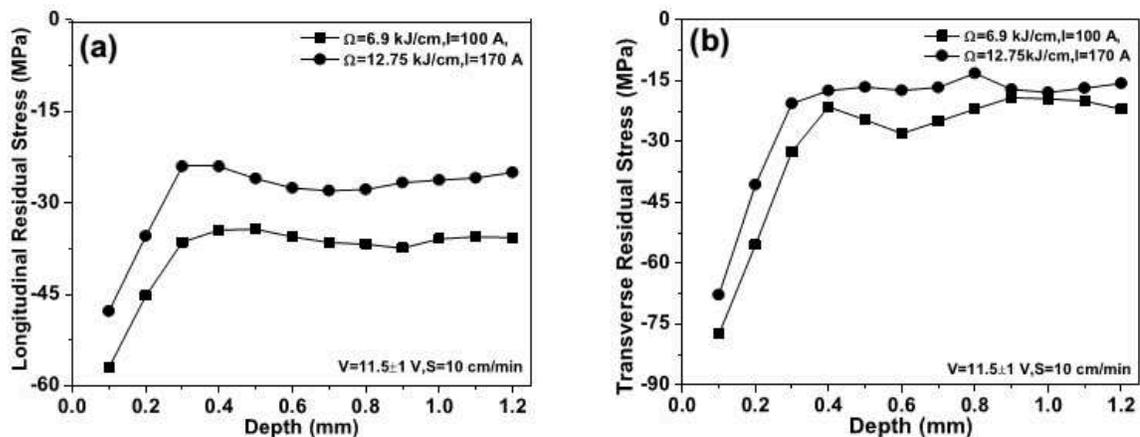
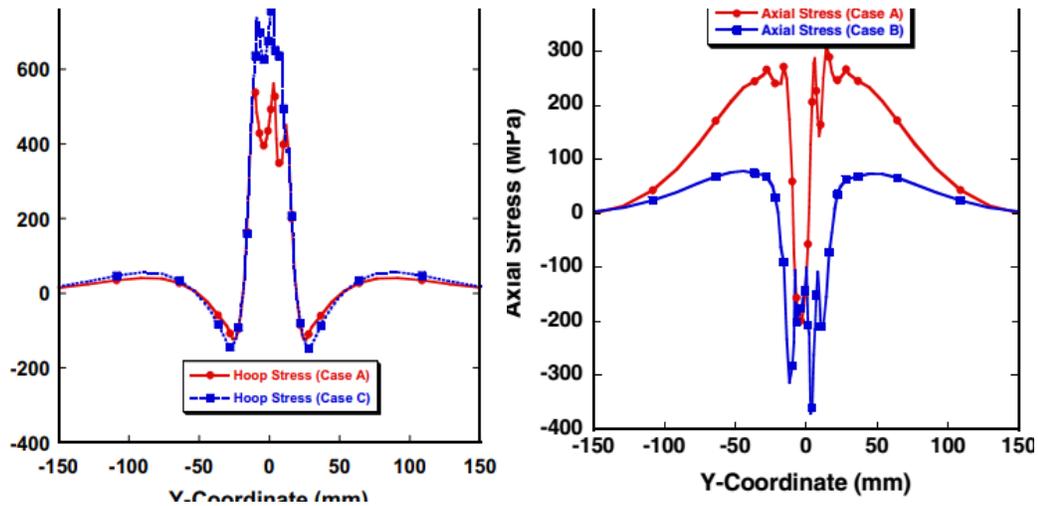


Figura 2.6 - TR longitudinais (a) e transversais (b) na ZF para duas energias de soldagem diferentes (Kumar et al., 2017) em função da profundidade na ZF

Entretanto, ainda há algumas controvérsias nos trabalhos científicos em relação ao efeito da mudança de propriedades mecânicas na região transformada, como, por exemplo, nos trabalhos de Bezerra et al. (2006), Deng e Murakawa (2006) e Taljat et al. (1998). Os resultados obtidos por Deng e Murakawa (2006) apontam que a inclusão do efeito de transformação martensítica em simulação numérica altera o sinal de TR longitudinal ( $\sigma_y$ -x) de positivo para o negativo, enquanto Bezerra et al. (2006) e Taljat et al. (1998) observaram apenas alteração de magnitude de TR quando se inclui o efeito de transformação de fase em modelos numéricos de soldagem.

Deng e Murakawa (2006) simularam e avaliaram experimentalmente o efeito de transformações metalúrgicas na ZAC, ZF e MB sobre as tensões residuais axiais (TR transversal,  $\sigma_y$ -x em relação ao cordão de solda) e normais num tubo de aço 9Cr-1Mo que sofre transformações

martensíticas durante o resfriamento. No trabalho foram avaliadas diferentes condições para mostrar, entre outros, o efeito isolado das transformações metalúrgicas na ZF sobre a distribuição de TR transversais (que pela simbologia proposta na Seção 2 seria a  $\sigma_{x-x}$ ) próximo ao cordão de solda. Como ilustra a Fig. 2.7a, quando o efeito de transformação martensítica foi incluso nos modelamentos (Case A, sem transformação de fase, em relação a Case B), as TR na ZAC e MB reduziram de valores. Como esses autores não simularam as mudanças de limite de escoamento do material, possivelmente essa foi a razão para tensões compressivas na ZF, fato não justificado por eles. Os autores também avaliaram o efeito isolado de limite de escoamento sobre a distribuição de TR longitudinais (que pela simbologia proposta na Seção 2 seria a  $\sigma_{y-x}$ ), como ilustra a Fig. 2.7b. Como se observa, a consideração da variação do limite de escoamento (Case A, sem efeito da variação do limite de escoamento, e Case C, com esse efeito) influenciou a distribuição de  $\sigma_{y-x}$  apenas na ZF. Conclui-se que a transformação de fase exerce o papel mais importante na distribuição da TR na região adjacente à do cordão de solda.



(a)

(b)

Figura 2.7 - Distribuição das TR simuladas por Deng e Murakawa (2006) em tubos: (a) TR transversais; (b) TR longitudinais (onde “Case A” não inclui efeito nem de transformação de fase nem o da variação do limite de escoamento, “Case B” inclui efeito da transformação, mas não o da variação do limite de escoamento e “Case C” não inclui efeito da transformação, mas inclui o da variação do limite de escoamento)

Já no trabalho Taljat et al. (1998), em qual os autores soldaram sobre um disco de aço HY-100 e simularam TR axiais, radiais e tangenciais, esses autores não observaram mudanças de TR tal pronunciadas como as que foram relatadas por Deng e Murakawa (2006), ou seja, no trabalho de Taljat et al. (1998) a inclusão de efeito da transformação metalúrgica não alterou o sinal da TR radial. Outro fato interessante que foi observado por Taljat et al. (1998) é que TR trativa no metal de base próximo a ZAC é dobro da TR na própria ZAC. Os autores explicam esta observação pelo fato de que o metal de base não sofre a transformação martensítica, pois não chega à temperatura suficiente para que esta transformação ocorresse. Bezerra et al. (2006) simularam o efeito de mudança da tensão de escoamento (propriedades mecânicas) do material da ZAC sobre as tensões residuais. Os autores observaram que quando o material se transforma em material mais resistente as tensões residuais próximas a cordão de solda aumentam em até 15%. Por outro lado, Deng e Murakawa (2006) e Taljat et al. (1998) afirmam o contrário que a alteração de tensão de escoamento do material não tem influência sobre as tensões residuais resultantes no cordão de solda.

É importante ressaltar que usar o efeito expansivo das transformações de fase no metal de solda como método proposital de reduzir TR em soldagem já é uma prática estudada, conhecida

normalmente pela acrônimo LTT (“Low Temperature Transformation”, ou seja, pela aplicação de consumíveis LTT. Ramjaun et al. (2014) demonstraram que por meio da escolha dos materiais de adição com temperatura de transformação martensítica reduzida (LTT) pode-se conseguir um decréscimo de TR longitudinais num cordão de solda. Ramjaun et al. ainda estudam o desenvolvimento das TR na soldagem de juntas com múltiplos passes. Foi observado que quando a temperatura entre os passes é tal que os passes anteriores sempre permanecem um pouco acima da temperatura de início da transformação martensítica, as TR diminuem. Isto, segundo os autores, se deve ao fato de que independentemente da quantidade de passes o cordão de solda inteiro sofre a transformação martensítica.

Entretanto, como há uma introdução adicional de energia térmica na peça devido a pré-aquecimento, a contração do metal que não sofreu transformações metalúrgicas será maior. Como consequência, as tensões residuais resultantes também podem aumentar. Por isso numa dada condição de soldagem, especificamente quando material que sofre transformações metalúrgicas é envolvido, seria importante saber o tanto de tensão residual que foi gerado devido a aquecimento e contração natural e devido a transformação metalúrgica. Sabendo esta relação, pode se decidir se é vantajoso utilizar materiais de adição com baixa temperatura de transformação e/ou pré-aquecimento.

Existem outras discordâncias na literatura sobre o papel das transformações metalúrgicas, que são função da taxa de resfriamento. Enquanto alguns autores, como, por exemplo, Jiang e Yahiaoui (2008), Li et al. (2012) e Sudheesh e Prasad (2011) declaram que uma taxa de resfriamento elevada é benéfica à redução de TR, outros, como, Choi e Mazumder (2002) afirmam o contrário. A situação torna-se mais complicada quando se estuda TR em aços que sofrem transformações metalúrgicas no estado sólido. Geralmente as chapas de aços mais resistentes têm um custo maior e estudos práticos sobre eles são limitados. Uma solução relacionada com custos seria aplicar simulações físicas de ciclos térmicos de soldagem em barras presas, como foi feito por Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002) e Jones et al. (1978). Entretanto, nos seus trabalhos Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002) e Jones et al. (1978) se preocuparam mais com resfriamento das barras e a parte de aquecimento foi pouco aprofundada em relação a evolução das TR e transformações metalúrgicas.

#### *2.3.4 Influência do pré-aquecimento ou temperatura de interpasse sobre as TR*

A norma americana AWS A3.0-2010 (American Welding Society, 2010) define pré-aquecimento como o calor aplicado à peça para atingir e manter uma dada temperatura previamente ao processo de corte, soldagem ou aspensão térmica. Para o caso da soldagem, é conhecido que o objetivo do pré-aquecimento é reduzir velocidade de resfriamento na zona de região grosseira da ZAC, reduzindo fragilidade e minimizando a susceptibilidade quanto à trinca a frio. Nas Especificações de Procedimento de Soldagem (EPS), pré-aquecimento é considerado como a temperatura mínima que o metal deve estar para se soldar. Nas EPS existem um outro parâmetro de natureza similar, o chamado “temperatura de interpasse”, que deve ser a temperatura máxima que o metal deve estar para se soldar. Ou seja, a soldagem (primeiro passe ou entre passes) deve ser realizada com o metal em uma temperatura entre as temperaturas de pré- e interpasse.

Mas, como previsto na Fig. 2.3, pré-aquecimento e a temperatura de interpasse são parâmetros operacionais (variáveis secundárias) que afetam as variáveis primárias da geração de tensões residuais (TR), i.e., volume aquecido e taxa de resfriamento. Quando se faz o pré-aquecimento, um volume adicional da peça será aquecido e sofrerá dilatação-contração, com geração de tensões térmicas (TT) adicionais. Este raciocínio foi desenvolvido por Scotti (2014), onde, por meio de um modelo descritivo, o autor justifica que o pré-aquecimento por si só não reduz a geração de TT e possíveis TR. Lin e Lee (1995) observaram que utilização de temperatura de pré-aquecimento menor (gradiente térmico maior, porém menor volume de metal aquecido) tem impacto positivo na redução das TR. Esta prática também é recomendada pelo Scotti (2014). Assim, como o pré-aquecimento/temperatura de interpasse, além de aumentar o volume de material aquecido, também alteram os ciclos térmicos de soldagem e interferem nas transformações de fase, às vezes torna a sua aplicação contraditória em termos de controle da geração de TR.

Efeitos metalúrgicos do pré-aquecimento na geração de TR já são mencionados há muito tempo. Por exemplo, de acordo com O’Brien (1997), variando-se os parâmetros de pré-aquecimento, é possível obter taxas de resfriamento mais lentas e microestruturas resultantes mais dúcteis. Ele também sugere que o pré-aquecimento faça com que limite de escoamento seja reduzido em altas temperaturas e deformações plásticas possam ocorrer, aliviando assim TR. Os mesmos efeitos quanto à aplicação de pré-aquecimento foram apresentados por Jones et al. (1978).

Já efeitos nocivos do pré-aquecimento ficam evidenciados quando se trata de aços que sofrem transformações metalúrgicas no estado sólido. Lin e Perng (1997) estudaram o efeito de

temperatura de pré-aquecimento sobre TR na soldagem de chapas de aço AISI 420. Os autores observaram aumento das TR com aumento da temperatura de pré-aquecimento. Segundo esses autores, o pré-aquecimento faz com que a temperatura de transformação martensítica aumente. Resultados um pouco diferentes foram obtidos por Zubairuddin et al. (2016). Os autores avaliaram experimentalmente e numericamente TR na soldagem de tubos de aço ASTM A335 grau P91 que também, cujo aço também sofre transformação martensítica. Observaram uma redução da TR de pico quando o pré-aquecimento foi aplicado, porém as TR são distribuídas por uma área maior, comparando com as soldas feitas sem pré-aquecimento.

Bezerra et al. (2006) fizeram uma simulação para avaliar a influência do pré-aquecimento sobre as TR, levando-se em consideração o efeito de transformações metalúrgicas quando a energia de soldagem era constante. Os resultados obtidos levam à conclusão de que a transformação metalúrgica na ZAC para um material mais dúctil leva à redução da TR em até 28%, comparado com soldas feitas sem pré-aquecimento. No caso do material se transformar para material mais frágil, a tensão residual aumenta e ficaram localizadas na região de propagação de trincas (ZAC grosseira). Porém, o modelo do Bezerra et al. (2006) não descreva a formação de microconstituintes (ou seja, o efeito expansivo do mesmo), apenas as propriedades finais dos mesmos. Bezerra et al. (2006) ainda observaram que o aumento da temperatura de pré-aquecimento faz com que a TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) diminuía no centro do cordão, mas aumentando a partir de certa distância do eixo do cordão.

Um exemplo experimental de que pré-aquecimento pode aumentar as TR foi mostrado no trabalho do Lin e Lee (1997), em soldagem TIG em uma chapa de aço AISI 304 (teoricamente sem transformações metalúrgicas de endurecimento). Os autores chegaram à conclusão de que as TR crescem com aumento da temperatura de pré-aquecimento (observaram uma ZAC mais larga com resistência mecânica reduzida). Por outro lado, houve uma redução de TR com aumento da energia de soldagem para peças pré-aquecidas, ao contrário das peças não aquecidas. É interessante apontar que Lin e Lee (1997) fizeram os experimentos em uma chapa de pequena dimensão, o que, provavelmente, faria com que o pré-aquecimento alcançasse todo volume da placa de teste, além de não mencionarem se as placas de teste estavam fixadas ou não. Indicar como o pré-aquecimento é realizado em estudos de seu efeito sobre a geração de TR é de extrema importância, mas nem sempre observado. Como suporte a este comentário, pode-se usar a citação de De e DebRoy (2011), que mencionam que o pré-aquecimento de todo o componente a ser soldado reduz o gradiente de

temperatura entre o material de solda e o material circundante, reduzindo assim a deformação térmica (contração) e a tensão residual. Ainda de acordo com estes autores, alternativamente, pontos locais quentes podem ser aplicados em soldagem, respectivamente na frente ou imediatamente atrás da fonte de calor, usando uma fonte externa. Esta abordagem, chamada de tensionamento térmico, reduz também o gradiente de temperatura local, as TT e, conseqüentemente, a TR. Mas na prática o tensionamento térmico é de difícil aplicação. É importante destacar que De e Debroy (2011) não discutem que, se por um lado o tensionamento térmico reduz o gradiente térmico, por outro lado aumenta o volume aquecido, que, como já foi apontado, é um dos fatores independentes da geração de TR.

Satoh et al. (1975) observaram que o aumento da temperatura entre os passes causa crescimento de tensões que eles denominaram de tensão de restrição ao final da soldagem (apesar de que diminuía entre cada passe, já que uma temperatura entre passes, igual a de pré-aquecimento, era mantida). Os autores fixaram as placas de teste sob restrição constante pela aplicação de uma pré-carga. A tensão de restrição seria, então, a medição da variação da pré-carga, supostamente proporcional à TR. Schroepfer e Kannengiesser (2014) chegaram à uma conclusão semelhante à de Satoh et al. (1975), usando metodologia similar, mas com equipamentos mais sofisticados. Schroepfer e Kannengiesser (2014) observaram um aumento de tensões (por eles denominadas de tensão de reação) no sentido transversal quando há um aumento da temperatura de interpasse. Schroepfer e Kannengiesser (2017) verificaram que as tensões de reação crescem se para mais altas temperaturas de pré-aquecimento e de interpasse e maiores calor impostos.

Lausch et al. (2013) estudaram o efeito da temperatura interpasse e temperatura de pré-aquecimento sobre as forças e momentos desenvolvidos durante a soldagem e depois de resfriamento em chapas de aço EN10028-2 Grau 13CrMoV9-10 de 20 mm de espessura. As chapas de teste foram unidas pelo processo arco submerso com dois arames e a junta foi preenchida com 19 passes, mantendo a temperatura de interpasse igual a de pré-aquecimento. Os autores mantiveram iguais a temperatura de pré-aquecimento e temperatura interpasse. A energia de soldagem de 25 kJ/cm permaneceu constante durante todos os passes. Os autores observaram, Fig. 2.8, que o aumento da temperatura de pré-aquecimento/interpasse de 200 °C para 240 °C resultou em acréscimo da força de reação em 50%, sendo que o valor das referidas temperaturas não tem muita influência sobre o momento fletor.

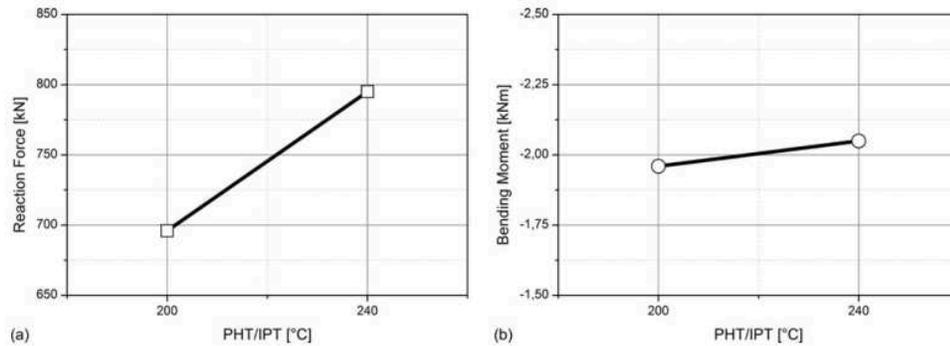


Figura 2.8 - Influência da temperatura de pré-aquecimento (PHT)/temperatura entre os passes (IPT) sobre forças de reação (a) e momento fletor (b) depois de resfriamento até temperatura ambiente, segundo Lausch et al. (2013)

Porém, resultados diferentes foram encontradas na literatura. Lee et al. (2012) estudaram experimentalmente juntas em T de aços microligados com diferentes preparações de chanfro e compararam uma condição sem pré-aquecimento com uma com pré-aquecimento/temperatura interpasse de 100 °C e 150 °C, respectivamente. Os autores verificaram aumento ou redução de TR, em função da espessura das chapas que formava a junta. Já Heinze et al. (2012a) compararam simulação e experimentação em juntas de topo, também de aço de alta resistência, com preparação em V. Heinze et al. (2012a) verificaram uma redução de 60 a 70 MPa nos valores máximos de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) e transversal quando a temperatura de interpasse passou 100 °C a 200 °C. Outro exemplo de efeitos favoráveis de pré-aquecimento sobre as TR foi observado por Teng et al. (2002), os quais avaliaram a influência de TR sobre resistência à fadiga das juntas de topo de aço ASTM A36 sob dois níveis de energia de soldagem (1,4 kJ/mm e 1,2 kJ/mm). A temperatura de pré-aquecimento foi aumentada gradualmente, de 200 °C a 400 °C. Como resultado, observou-se um decréscimo nas TR longitudinais com aumento da temperatura de pré-aquecimento. Na mesma direção, Lee (2007) avaliou a influência de temperatura de pré-aquecimento e interpasse sobre geração de TR. Verificaram menores TR para temperaturas de pré-aquecimento/interpasse abaixo de 30 °C.

### 2.3.5 Influência das restrições sobre a geração das tensões residuais

Para os propósitos deste trabalho, restrição em soldagem pode ser definida como uma limitação ou condição imposta à livre movimentação ou distorção do material quando tensões devido à expansão/contração térmica atuam sobre uma região do material. Em outras palavras, impedem o movimento da chapa durante e depois da soldagem. Dessa forma, o grau de restrição da chapa é definido no presente trabalho como a intensidade das forças de reação às forças devidas às TT. De acordo com Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002), o grau de restrição, que representa a rigidez de uma construção, é que vai determinar se vai haver distorção ou TR. A restrição em soldagem pode ser de origem interna (auto restrição) ou externa (grampos, suportes, etc.). Um exemplo de auto restrição é a espessura da chapa ou parede de um tubo.

Em termos de chapas de teste, duas metodologias antagônicas são aplicadas nos trabalhos científicos para se estudar as TR, como será exemplificado a seguir. Na primeira, se solda e se mede as TR na chapa de teste de grandes dimensões (auto restrição interna) ou presa num suporte ou gabarito (restrição externa). Na segunda, a chapa é soldada e aliviada e as TR são medidas sem quaisquer restrições externas. O mesmo se aplica em tubos, que geralmente, devido a auto restrição maior, não se usa suportes ou gabaritos.

Teng e Lin (1998) simularam o efeito de restrição lateral sobre TR transversais em juntas de aço ao carbono e observam aumento de TR quando há restrição da chapa de teste, como mostra a Fig. 2.9. Foi demonstrado por Kohandehghan e Serajzadeh (2011) que o pico das tensões residuais longitudinais pode aumentar em até 7% quando as chapas de teste foram fixadas. Como justificam os autores, a aplicação de restrição impede a deformação da chapa e a consequente relaxação das tensões residuais. Price et al. (2006) estudaram o efeito de restrições sobre TR longitudinais e transversais na soldagem de chapas de baixo carbono. Para uma energia de soldagem constante, Price et al. observaram aumento de TR transversais e longitudinais no caso da chapa de teste restrita. O aumento máximo de TR transversais para chapa restrita foi observado no centro do cordão de solda, enquanto para chapa livre de restrições a TR transversal ( $\sigma_{x-x}$ ) no centro do cordão foi compressiva (a mesma TR em chapa restrita se tornou trativa).

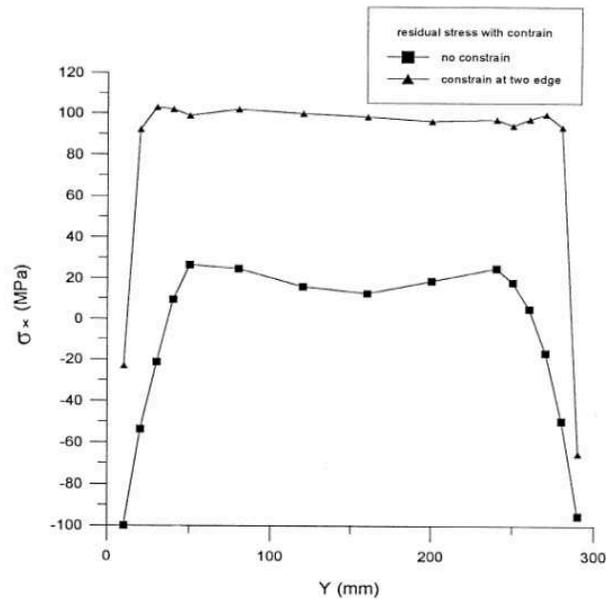


Figura 2.9 - Distribuição de TR transversais em função da restrição da chapa de teste (Teng e Lin, 1998)

A tendência geral é das TR longitudinais e transversais em chapas presas (restrição externa) serem maiores do que as mesmas tensões em chapas livres de restrição. Por exemplo, um dos resultados do trabalho de Lee et al. (2012) sobre TR em juntas de T é que com aumento da espessura a tensão residual transversal ( $\sigma_{x-x}$ ) aumenta. O motivo para o crescimento da TR com aumento da espessura seria, de acordo com os autores desta revisão, a rigidez maior da chapa mais espessa, o que dificulta a deformação e conseqüente alívio das tensões residuais. Outro resultado de Lee et al. (2012) seria que as TR decrescem quando um enrijecedor do tipo “mão francesa” é removido após soldagem. Mesma conclusão foi obtida por Teng et al. (2001). Segundo esses autores, quando a espessura da chapa aumenta, os gradientes térmicos tornam-se maiores (uma maior variação de temperatura ao longo da espessura da chapa). Esta explicação ainda deve ser verificada, pois nem sempre maiores gradientes térmicos vão proporcionar maiores TR, como foi mostrado na seção que se tratou da influência do volume aquecido sobre a geração de TT.

Teng et al. (2001) procuram justificar o alívio de TR transversais após a retirada de restrições pela deformação angular, que induz tensões de compressão na região da ZAC e, assim, segundo os autores, ocorre alívio das TR. Por sua vez, Park et al. (2012), estudando o efeito de pré-tensionamento de uma junta em T sobre as tensões residuais e distorções, observaram que quanto maior a espessura da chapa o efeito de pré-tensionamento sobre distorções angulares é menor. Os

autores chegam à conclusão de que o pré-tensionamento diminui mais as distorções quando chapas finas são avaliadas.

No trabalho de Teng et al. (2001), os autores demonstraram que quando as restrições são retiradas ocorre alívio das tensões residuais. Entretanto, as chapas soldadas sofreram distorção. É de ressaltar que, de acordo com Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002), pode-se dizer que a relaxação das TR resulta em menos de 1% em deformação plástica. Estefen et al. (2012) estudam o comportamento das TR numa junta de topo feita por soldagem MIG semiautomática e soldagem MIG Duplo Arame. Esses autores removeram a restrição da chapa no dia seguinte a operação de soldagem e acompanharam evolução de TR em função do tempo. Foi observado a relaxação contínua das TR durante 14 dias de observação. Tanto Teng et al. (2001), como o Estefen et al. avaliaram a distorção da chapa durante o período de observação e nenhum dos dois trabalhos apresenta a variação temporal de TR na chapa restrita. Além disso, Park et al. (2012) observaram que o maior decréscimo das distorções angulares ocorre quando a pré-tensionamento é retirado 60 min depois da soldagem.

Sang-Hyong et al. (2006) demonstraram que a magnitude de TR é proporcional à razão entre largura e comprimento da chapa de teste. No caso, a largura da chapa é o seu comprimento soldado e o comprimento da chapa de teste seria o dobro da distância entre eixo longitudinal do cordão (Y) e a borda lateral da chapa de teste/fixador da chapa. Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002), por outro lado, consideram que o grau de restrição não necessariamente é equivalente ao tamanho da peça (maior peça tem maior grau de restrição). Diferentemente das afirmações de Lee et al. (2012) e Teng et al. (2001), que observaram aumento de TR com aumento da espessura da chapa, Nitschke-Pagel e Wohlfahrt atribuem essa tendência à razão entre área aquecida e área fria. Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002) afirmam que para uma chapa muito fina, mas soldada com laser ou feixe de elétrons, o grau de restrição pode ser maior (menor relação entre o volume quente e volume frio) do que para uma chapa grossa, mas soldada com arco submerso. Ressalta-se que a afirmação de Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002) deveria estar condicionada às dimensões e resistência mecânica da chapa (se aplicaria em chapas maiores e de maiores resistências).

Outro fator importante seria o tipo de restrição da chapa de teste. Como apontam Kohandehghan e Serajzadeh (2011), o uso de diferentes modos de restrição da peça altera o ciclo térmico da solda e, por consequência, as tensões residuais. Em outro trabalho, Fu et al. (2014) investigaram a influência de tipo de restrição sobre TR e distorções na soldagem a arco de chapas

em junta de T. Diferente do trabalho do Kohandehghan e Serajzadeh (2011), Fu et al. (2014) não observaram influência significativa do tipo de restrição sobre as tensões residuais longitudinais e as tensões transversais aumentam com a aplicação de restrição. Akbari Mousavi e Miresmaeili (2008) estudaram a influência do tipo de restrição sobre as tensões residuais e deformações na soldagem TIG das chapas de aço AISI 304. De forma similar à Fu et al. (2014), os autores apontam que aplicação de restrição no sentido perpendicular à superfície da chapa diminui as distorções, porém aumenta as tensões residuais transversais quase ao triplo, comparado com a chapa livre. Outros resultados similares aos de Fu et al. (2014) foram obtidos por Heinze et al. (2012b), onde os autores estudaram o desenvolvimento das TR sob várias condições de restrição das juntas de topo. Foi observado que quanto maior a restrição à contração transversal, maiores são TR transversais enquanto as TR longitudinais não foram afetadas significativamente. Em relação às TR longitudinais, pouca influência foi observada.

Tensionamento mecânico durante soldagem tem sido usado para simular restrições e usado em trabalhos já mencionados, como os de Satoh et al. (1975) e Schroepfer e Kannengiesser (2014). Schroepfer et al. (2015, 2017) descrevem dispositivos em que pré-cargas de diferentes valores são aplicadas na direção transversal ao cordão de solda e quanto maior a carga, maior a restrição. Por esses autores, no sentido transversal existem as chamadas por eles de “tensões locais de soldagem”, devidas às contrações volumétricas e taxa de resfriamento/transformação de fase (como proposto na Fig. 2.3) e as “Tensões de Reação Global”, devido às forças de reações dos fixadores e suportes. A sobreposição destas forças é o que faria com que as tensões sob restrição sejam maiores, como já mencionado nesta revisão. Schroepfer et al. (2017) observaram que, de uma forma geral, o nível de TR transversal ( $\sigma_{x-x}$ ) era menor na ZAC em comparação com a do metal de solda. No entanto, em componentes soldados, pode ocorrer uma superposição da reação global e aumentar o aumento dos momentos de flexão se a distorção lateral e angular da solda for restringida.

Schroepfer et al. (2015, 2017) também apresentam o conceito de intensidade de restrição ( $R_{fy}$ ), estabelecido por Satoh et al. (1975), para a quantificação e comparação de condições de restrição de diferentes juntas de topo. De forma simplificada (sem levar em conta o efeito Poisson e que todos os esforço é estático), os referidos autores apresentam a Equação 2.1 (onde  $\Delta y$  é a variação da largura da chapa, a partir do cordão de solda até o ponto de fixação da mesma, pela aplicação da força  $F_y$  externa – pré-carga), para dizer que a intensidade de restrição na direção

transversal ( $R_{Fy}$ ) é a rigidez do componente em relação ao cordão de solda com base no comprimento do cordão  $L_w$ . Quer dizer, quanto mais longo o cordão, maior  $R_{Fy}$ . Por essa equação, a largura da chapa em si não afeta a restrição ( $\Delta y$  não depende de  $y$ ). Por outro lado, indiretamente, a espessura da chapa está atendida pela Equação 2.1, uma vez que  $\Delta y$  depende da espessura da chapa para um dada força externa.

$$R_{Fy} = \frac{Fy}{(L_w \cdot \Delta y)} \quad (2.1)$$

Schroepfer et al. (2017) sugerem, a partir de experimentos baseados em tensionamento mecânico, que uma menor contração (menor volume aquecido) diminui as tensões de reações. Além disso, uma temperatura de interpasse reduzida leva a tensões de reação mais baixas. O efeito do calor imposto é relativamente pequeno e não estatisticamente significativo na estreita faixa de parâmetros analisados. Também justificam os altos esforços nas soldagens dos passes de raiz, frente à pequena seção para suportar a carga devido às TT (passe de raiz é mais susceptível a tricas).

## 2.4 Conclusões parciais

Caso seja tentado tirar conclusões da literatura, por esta revisão elas seriam:

- a) O aumento da energia de soldagem mostrou gerar mais tensões residuais de acordo com Lin e Chou (1995), Lin e Lee (1997), Unnikrishnan et al. (2014), Scotti (2014), Schroepfer e Kannengiesser (2014, 2017), mas há resultados discordantes, de acordo com Colegrove et al. (2009), Xu et al. (2014), (seção 3.1);
- b) O aumento do volume de material aquecido (ZF+ZAC+MB) é um dos fatores determinantes na geração da tensão residual, de acordo com Masubuchi (1980), Teng et al. (2002), Vakili-Tahami e Sorkhabi (2009), mas negligenciado por Lin e Lee (1997), Colegrove et al. (2009), Xu et al. (2014), ao se estudar, por exemplo, o efeito da energia de soldagem ou transformação de fases (seção 3.1.1);
- c) O aumento da espessura da chapa mostrou gerar mais tensões residuais de acordo com Teng et al. (2002), Vakili-Tahami e Sorkhabi (2009), mas há resultados discordantes de acordo com Lee et al. (2012) (seção 3.1.1);

- d) A aplicação de resfriamento forçado mostrou aliviar as tensões residuais no metal de base, como afirmam Sudheesh e Prasad (2011). Por outro lado, os mesmos autores comentam sobre efeito desprezível do resfriamento sobre as TR na ZF e ZAC (seção 3.2). Os resultados diferentes sobre a influência do resfriamento forçado foram obtidos por Jiang et al. (2012). Os autores observaram redução de pico de TR longitudinais na ZAC e ZF e aumento nas regiões mais afastadas do cordão de solda quando o resfriamento forçado foi aplicado; (seção 3.1.1).
- e) O aumento da taxa de resfriamento de formação de martensita mostrou gerar menos tensões residuais de acordo com Kumar et al. (2017), mas há resultados discordantes de acordo com Jones et al. (1978) (seção 3.1.2);
- f) A aplicação de pré-aquecimento mostrou gerar mais tensões residuais de acordo com Lin e Lee (1997), Satoh et al. (1975) e Schroepfer e Kannengiesser (2014, 2017), mas há resultados discordantes, de acordo com Heinze et al. (2012a), Lee et al. (2012) e Lee (2007) (seção 3.2);
- g) A aplicação de restrição externa mostrou mais tensões residuais e maior intensidade de acordo com Kohandehghan e Serajzadeh (2011) e Teng e Lin (1998), mas há resultados discordantes de acordo com Fu et al. (2014), Heinze et al. (2012b) e Akbari Mousavi e Miresmaeili (2008) (seção 3.3).

# CAPÍTULO III

## Métodos, Equipamentos e Insumos

### 3.1 Metodologia geral

O estudo sobre o efeito de parâmetros operacionais de soldagem sobre a geração de Tensões Residuais (TR) é bastante complexo, exatamente pela interligação entre os parâmetros envolvidos. Desta forma, o desafio é tentar encontrar uma metodologia que permita isolar o efeito das variáveis alvo do estudo, para trabalhar apenas com variáveis independentes. Outro desafio é definir a variável dependente. Na maioria dos casos práticos, o isolamento dos parâmetros que influenciam as TR é difícil de ser realizado, mas mesmo assim procurou-se trabalhar metodologicamente nesta direção.

Uma abordagem interessante de como sistematizar os parâmetros num planejamento experimental foi apresentada pelo Marconi e Lakatos (2003). Os autores introduzem quatro tipos de parâmetros, a saber, independente, dependente, moderador e o de controle. Parâmetro independente seria aquele (ou aqueles) que influencia, determina ou afeta outro parâmetro. Geralmente é um fator controlado pelo próprio pesquisador com intuito de descobrir a sua influência sobre um possível resultado. O parâmetro dependente seria aquele (ou aqueles) que se modifica ou muda o seu comportamento quando o parâmetro independente é alterado. Segundo Marconi e Lakatos, o parâmetro independente é o antecedente e o parâmetro dependente é o consequente. Portanto, a predição se faz a partir dos parâmetros independentes para os dependentes. Pela proposta dos autores, pode-se concluir que o parâmetro independente deve ser o mais

ortogonal possível do parâmetro dependente. Este conceito é razoavelmente clássico, mesmo que nem sempre observado por pesquisadores.

Mas contribuição diferencial de Marconi e Lakatos (2003) em relação ao método clássico foi na contextualização de dois outros parâmetros, o moderador e o de controle. A introdução do parâmetro de controle apresenta interesse especial para os planejamentos experimentais que envolvam muitos fatores que poderiam ter influência sobre resultado. O parâmetro de controle seria aquele (ou aqueles) cujo efeito se deseja impedir. Por exemplo, o objetivo de uma pesquisa é determinar a influência de umidade do solo (que é um parâmetro independente) sobre a taxa de reprodução dos microrganismos (que é um parâmetro dependente). Outros parâmetros poderiam influenciar a taxa de reprodução, como acidez do solo, temperatura, composição química etc., mas o que se deseja estudar é a relação umidade-taxa de reprodução. Portanto, a influência de acidez do solo, temperatura e composição química (que é um parâmetro de controle) deve ser eliminada. Como justificam os autores, a seleção de certos parâmetros como sendo de controle faz o planejamento experimental funcionar em blocos.

Já o parâmetro moderador seria aquele que exerce certa influência sobre um determinado resultado, mas cuja importância é menor. Os parâmetros moderadores são selecionados e introduzidos propositalmente para descobrir se há uma interferência desses parâmetros na relação entre parâmetros independente e dependente. Segundo Marconi e Lakatos (2003), o parâmetro moderador apresenta-se relevante para saber até que ponto os diferentes fatores têm importância na relação entre os parâmetros independente e dependente.

Como havia sido mencionado no começo desse capítulo, é difícil de se separar o efeito dos fatores que influenciam a geração de TR em soldagem. Portanto, não há como estabelecer a relação direta entre parâmetro independente e dependente no caso da soldagem, como se fosse numa função matemática. Cabe então no presente caso fazer uma classificação dos parâmetros envolvidos de acordo com a sua importância na geração de TR. Ressalta-se que essa classificação é subjetiva e vem da própria experiência prática do autor. Desta forma, proponha-se classificar os parâmetros como independentes (aqueles que podem ser regulados pelo pesquisador) e parâmetros dependentes (os fatores-resposta), que variam em função da alteração dos independentes. Os parâmetros dependentes podem ser ainda subclassificados em dependentes de 1ª ordem e de 2ª ordem. Os de 1ª ordem são afetados diretamente pelos parâmetros independentes, mas não

governam diretamente os fatores-resposta. As respostas são governadas de fato pelos parâmetros dependentes de 1ª ordem.

A Fig. 3.1 ajuda a entender, através de identificação de parâmetros por blocos, a classificação acima proposta. Como foi visto na seção 2.3.1 (Capítulo 2 Revisão Bibliográfica), a energia de soldagem é o fator muito importante no desenvolvimento de tensões térmicas e, como consequência, das tensões residuais. Porém, do ponto de vista de geração de tensões térmicas (TT), fica difícil de se analisar o efeito da energia de soldagem (ou mesmo calor imposto), uma vez que entre a energia de soldagem e as tensões/deformação existem outros parâmetros afetados pela energia de soldagem, mas que realmente governam a geração de TT, como a taxa de resfriamento (controlando as transformações metalúrgicas/propriedades mecânicas) e o volume aquecido a uma dada temperatura (controlando a contração do material durante o resfriamento).

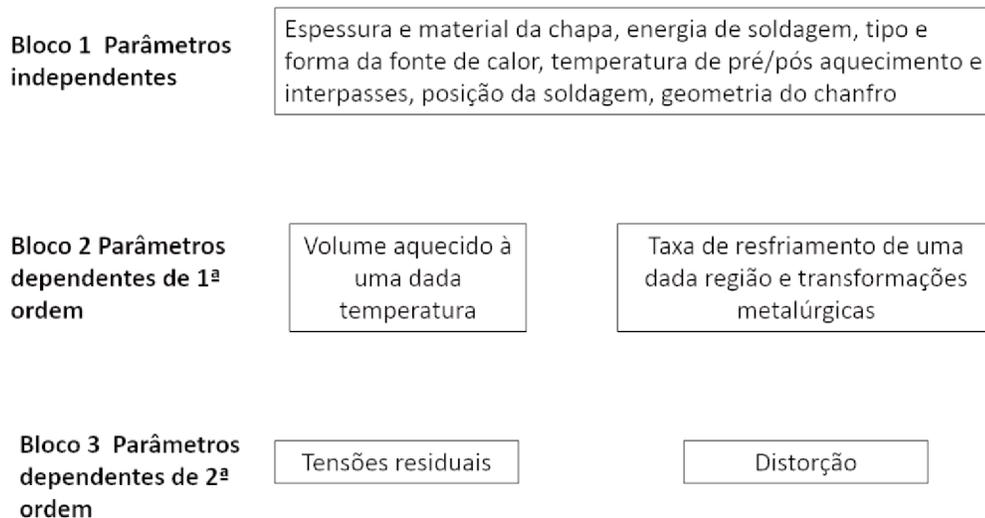


Figura 3.1 - Classificação das variáveis envolvidas na geração de TR

Visando raciocínio desenvolvido no parágrafo anterior, define-se na primeira etapa que um fator de entrada no planejamento experimental do presente trabalho seria o volume de metal aquecido a uma dada temperatura (variável independente) e o fator-resposta seria o desenvolvimento de tensões térmicas (variável dependente). Como as tensões térmicas não podem ser medidas diretamente, define-se duas variáveis para corresponder à resposta desejada, ou seja,

tensões residuais e distorções, que são consequências diretas das tensões térmicas. Distorções ocorrem quando a tensão térmica gerada é aliviada por meio de deformações plásticas, com alterações da geometria do componente. Por sua vez, quando as distorções são impedidas por restrições mecânicas (tanto externas, como a própria autorestrição da peça), a peça permanece com geometria original ou muito pouco modificada, porém está com tensões residuais.

### **3.2 Abordagem dos procedimentos experimentais do trabalho**

O procedimento experimental do presente trabalho envolve três macroetapas, cada uma a ser reportada em um ou mais capítulos separados. Os procedimentos experimentais de cada etapa estão descritos junto aos próprios capítulos, onde se descreveu também os resultados obtidos.

A primeira etapa foi a simulação física da soldagem, a ser apresentada no Capítulo 7 (Determinação de Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem). A simulação física da soldagem foi feita para estudar o efeito do volume de metal aquecido e da velocidade de resfriamento (indiretamente o efeito da transformação de fase) sobre a geração de tensões residuais em diversas regiões da Zona Termicamente Afetada (ZAC) da solda, dando suporte para a análise dos resultados finais.

A segunda etapa visou determinar e elaborar, por meio de experimentos, boas práticas de medição de TR por DRX e demonstrar sua eficiência (Capítulos IV, V e VI). Embora esteja aplicada por muitos anos para medição de Tensões Residuais (TR) em soldagem, a técnica de DRX ainda está sendo usada sob diferentes protocolos, como por exemplo, em termos de preparação de superfície antes de medição, falta de consideração do efeito de relaxação de TR com tempo e uso de restrição ou não da chapa de teste.

Finalmente, a terceira etapa intencionou a própria soldagem (processo gerador de tensões térmicas e consequentes tensões residuais), detalhada no Capítulo 6 (Influência do Volume do Cordão Sobre a Geração de Tensão Residual). A soldagem real teve a função de impor alterações, tais como ângulo da junta, sobre a união de um aço de alta resistência sob restrição, para posterior caracterização do volume de material aquecido, microconstituente final e durezas, e do mapeamento das tensões residuais resultantes na região da solda. Essas caracterizações são também para dar suporte para a análise dos resultados.

### 3.3 Equipamentos e bancada experimental

#### 3.3.1 Equipamentos para soldagem

As descrições detalhadas dos equipamentos utilizados para fins específicos encontram-se nos respectivos capítulos. Para desenvolvimento das etapas comuns deste trabalho que envolvem a soldagem, usou-se os seguintes equipamentos:

- Fonte de soldagem eletrônica, com seu alimentador de arame-eletrodo, trabalhando no modo MIG/MAG Curto Circuito Controlado (CCC);
- Tocha de soldagem automática MIG/MAG, refrigerada à água;
- Suporte para fixação da chapa de teste;
- Braço robótico industrial FANUC (Robot Arc Mate 100 iBe);
- Sistema de aquisição de dados A/D multiplexado, com sensor de corrente do tipo Efeito Hall e um condicionador de sinais para a obtenção da tensão (entre o bico de contato e a peça), regulado para aquisição de I e U a uma taxa de 2 kHz e 10 bits (cada soldagem foi monitorada durante um tempo de 30 s).

#### 3.3.2 Suporte das placas de teste para soldagem

Uma atenção especial deve ser dada ao suporte para fixação das chapas de teste. As chapas utilizadas para o desenvolvimento deste trabalho são de alta resistência, mas de pequena espessura (6.4 mm), o que diminui o caráter de autorestricao. Além disto, seria muito dispendioso usar chapas de grandes dimensões. A idealização do suporte foi baseada inicialmente na análise dos esforços atuantes num cordão de solda durante a solidificação, como apresentado na Fig. 3.2: a contração da região do cordão de solda resulta em esforços transversal e longitudinal. Ao mesmo tempo, devido à contração  $F_x$  não uniforme ao longo da espessura  $Z$  aparece a força  $F_{xy}$  e  $F_{yx}$ , que tende a

girar a chapa em torno dos eixos X e Y, resultando em distorção angular composta. Portanto, para garantir que as tensões residuais resultantes não sejam aliviadas por deformação do suporte, o mesmo foi desenvolvido tentando impedir o deslocamento em todas as direções indicadas pela Fig. 3.2. Importante salientar, que o suporte não pode sofrer deformação plástica, mas deverá ficar tensionado internamente (permanecendo no regime elástico) se assim as tensões térmicas da placa de teste fizerem.

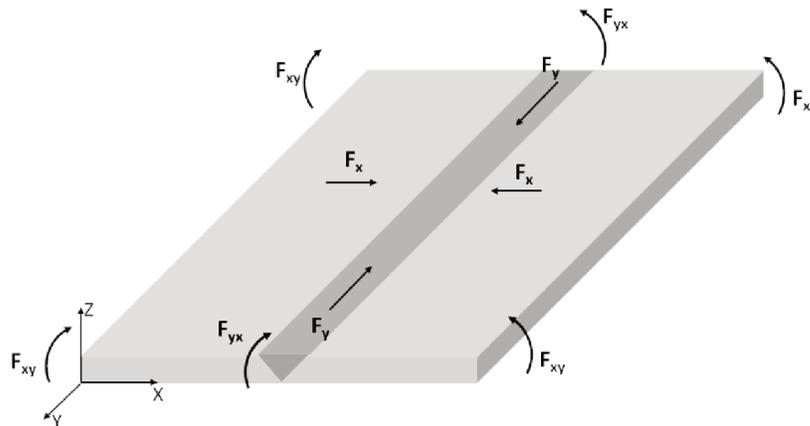


Figura 3.2 - Representação esquemática dos esforços atuantes numa junta de topo com preparação de chanfro em V

Por isto, para avaliação dos efeitos da restrição mencionados foi projetado e construído um suporte rígido (Fig. 3.3) para restringir ao máximo a relaxação de tensores térmicas durante e após soldagem, seja por contração livre, seja por deformações macroscópicas. Para garantir a rigidez, o suporte foi feito utilizando chapas de aço carbono ABNT 1020 de 12,5 mm de espessura, que foram enrijecidas com cantoneiras. Como esquematiza a própria figura, a chapa de teste é fixada na face superior do suporte por meio de 10 parafusos M18. Esta face foi aplainada para garantir melhor assentamento das placas de teste. Uma janela que foi aberta (cortada) no meio do suporte para garantir que a soldagem seja feita sem a chapa estar apoiada totalmente sobre a base do suporte, além de também garantir o acesso ao verso da chapa, para medição das tensões residuais no verso da solda.

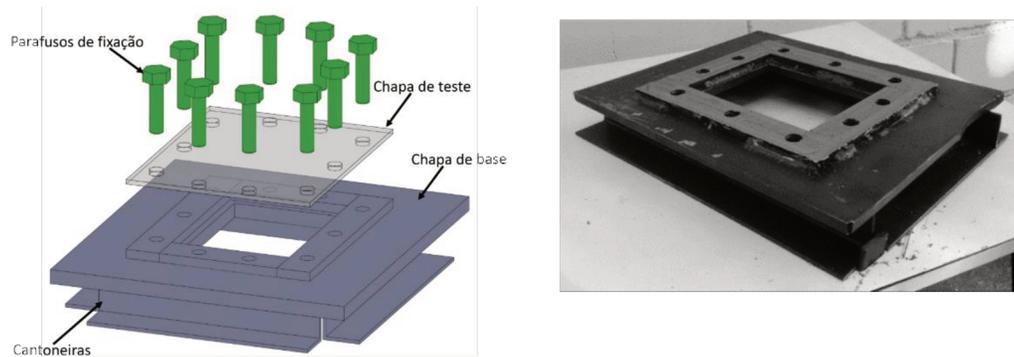


Figura 3.3 - Vista isométrica do suporte para fixação de chapas de teste

Antes de começar os testes com o uso do suporte, foram feitos experimentos para provar que o suporte não sofre deformações plásticas devido às forças atuantes na chapa de teste durante e depois de operação de soldagem. Os esforços atuantes descritos e ilustrados na Fig. 3.2 foram criados por meio de soldagem de uma chapa de teste. Para criar uma condição mais crítica de avaliação, poderia ter sido usado uma chapa mais grossa. Teoricamente, na soldagem de chapa mais grossa os esforços da Fig. 3.2 teriam maior intensidade (maior volume de metal aquecido e resfriado), submetendo assim o suporte à uma situação mais crítica de carregamento. Se o suporte não deformatar durante a soldagem e resfriamento da chapa mais grossa, o mesmo não vai deformatar na soldagem de chapa de teste usada nos experimentos. Entretanto, essa abordagem não é tal representativa como parece de primeira vista. Ao aumentar a espessura da chapa, aumenta-se ao mesmo tempo o grau de autorestrição dela, fazendo com que os esforços permanecem presos nela, na forma de tensão residual, sem precisar transferir para o suporte, o que poderia provocar deformação. Desta forma, do ponto de vista metodológico a maneira mais razoável de se verificar o desempenho do suporte é por meio da soldagem da chapa de teste que foi utilizada no presente trabalho.

Assim, definiu-se para avaliação do suporte pela utilização da chapa de material BLAR700, nas dimensões 300 x 250 x 6,35 mm e com preparação de chanfro em V com abertura de 64° e sem nariz e com folga de aproximadamente 1 mm. De acordo com o Bachorski et al. (1999), um maior ângulo de abertura de chanfro em V proporciona maiores esforços e maior distorção angular numa chapa de aço carbono comum de 6 mm de espessura.

Soldou-se um cordão de solda com uma corrente média de 154 A, tensão de 19 V e velocidade de soldagem de 17 cm/min. Acredita-se que esses parâmetros de soldagem criaram condições para expansão e contração elevadas, devido à alta energia de soldagem e grande volume aquecido. Em

três pontos da superfície do suporte (Fig. 3.4) foram instalados relógio-comparadores, para monitoramento de deslocamento dos pontos escolhidos durante a soldagem e até o resfriamento completo da chapa de teste. Como critério de avaliação do suporte, escolheu-se os valores de deslocamento em três direções ( $\delta_x$ ,  $\delta_y$  e  $\delta_z$ ) nos pontos indicados na Figura.

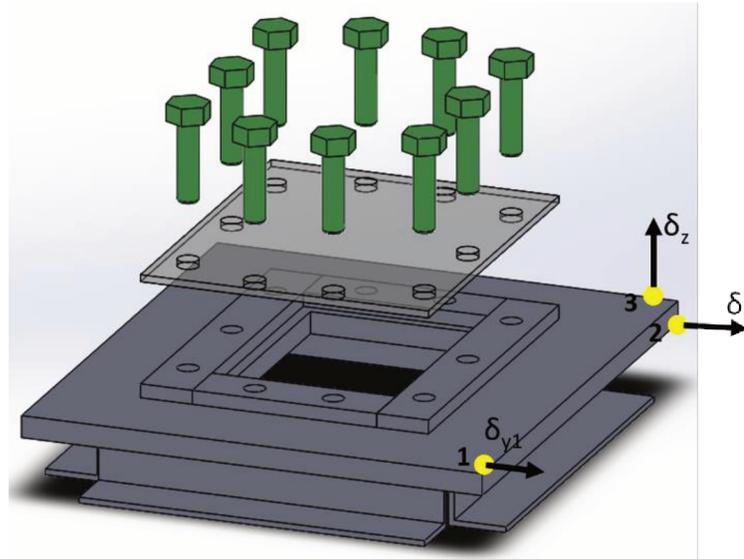


Figura 3.4 - Esquemática do suporte para fixação da chapa de teste com indicação dos locais de monitoramento de deformação (pontos amarelos)

A Figura 3.5 apresenta a evolução de deslocamentos registrados por relógios comparadores durante soldagem e resfriamento da chapa de teste. Como se pode ver, os deslocamentos não ultrapassaram  $3 \mu\text{m}$ . Para estimar as tensões atuantes sobre a chapa durante e após a soldagem, uma forma simples seria multiplicar os deslocamentos máximo e final pelo módulo de elasticidade do aço. Usando-se essa simplificação nas condições mais críticas, os valores máximos foi de 30 MPa durante soldagem e o final de 15 MPa.

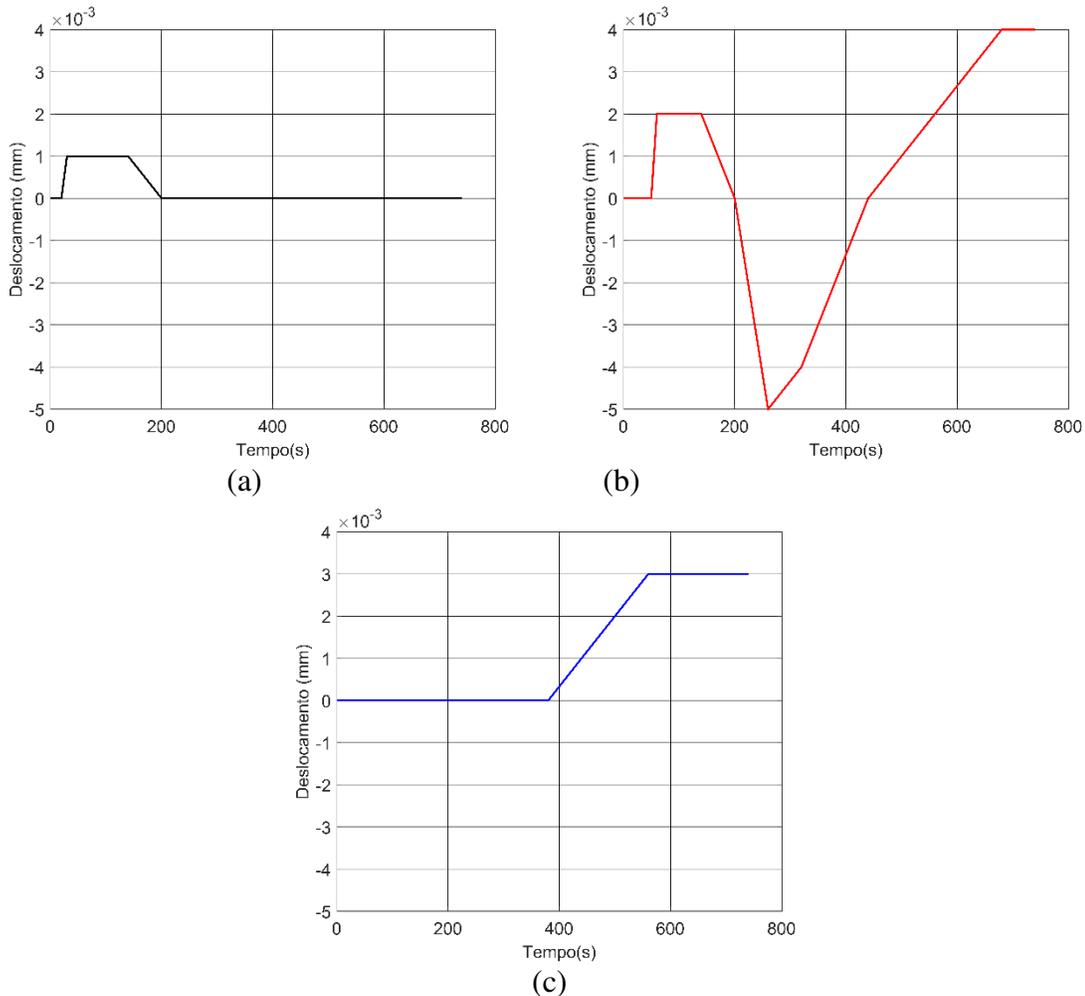


Figura 3.5 - Evolução de deslocamento dos pontos indicados na Fig. 3.4 em função do tempo de monitoramento (a) ponto 1; (b) ponto 2 e (c) ponto 3

### 3.3.3 Equipamentos para preparação de superfície antes de medição das tensões residuais

Para preparação da superfície, utilizou-se o aparelho mepBLITz DC-i5 da MetalScience®, que é destinado à limpeza eletrolítica de aços inoxidáveis após soldagem (Fig. 3.6), mas com uma capacidade diferenciada de corrente de 150 A. O princípio físico do processo da limpeza eletrolítica pode ser encontrado na literatura, como, por exemplo, em Tegart (1956). As principais partes do aparelho mepBLITz DC-i5 são uma fonte de alimentação elétrica e um pincel com características de eletrodo, com o qual se faz a limpeza da peça. Este pincel-eletrodo, construído de fios de fibra de carbono, é uma característica particular desse equipamento. A solução eletrolítica é bombeada continuamente a partir de um reservatório para o pincel, com vazão controlável. O contato elétrico é feito entre a ponta do pincel e a peça por meio desta solução. A limpeza da superfície é realizada

por meio de um movimento linear manual do pincel ao longo da região do cordão de solda. Maiores detalhes da avaliação deste equipamento para a aplicação em medição de tensões residuais por DRX se encontram em Mishchenko et al. (2016).



Figura 3.6 - Aparelho utilizado para preparação da superfície antes de medição das tensões residuais

#### 3.3.4 Equipamento para medição das tensões residuais por Difração de Raio-X (DRX)

Para se medir as TR foi utilizado um sistema portátil comercial TEC 4000 (Fig. 3.7), que utiliza a técnica de  $\sin^2\psi$ . Como discutem Xiaohua et al. (2003), quando um feixe de Raio X monocromático irradia um material sólido, ele é espalhado pelos átomos que compõem o material. As ondas espalhadas interferem uma com a outra de maneira similar à difração de luz visível. Os raios difratados podem atingir o pico de intensidade quando a Lei de Bragg é satisfeita. De maneira geral, a determinação das tensões residuais por DRX pode ser considerada como simplificação bidimensional do estado tridimensional de tensões residuais. Maiores detalhes sobre a teoria de medição por DRX podem ser encontrados, por exemplo, em Noyan e Cohen (1987).



Figura 3.7- Equipamento TEC 4000 para medição de TR por DRX neste trabalho, onde 1 - fonte de alta tensão, 2 - mesa-suporte para facilitar a medição em peças grandes; 3 – braço suporte para posicionamento do sensor; 4 – gerador de raios X e sensor de recepção, com posicionador do ângulo de incidência e refração

### 3.4 Insumos

Como gás de proteção, usou-se uma mistura comercial com composição química nominal de 92%Ar+8%CO<sub>2</sub> e como metal de adição foi utilizado arame-eletrodo da classe AWS ER70S-6, com diâmetro de 1,2 mm, cuja composição química nominal é apresentada na Tab. 2.1. Antes das soldagens, o teor de CO<sub>2</sub> da mistura escolhida foi verificado por meio de um aparelho-analisador de composição química do gás (Oxibaby), mostrando um valor médio de 9.8 %, como especificado na Tab. 2.2, portanto dentro da faixa nominal, considerando a acurácia do analisador de gases. Manteve-se a vazão do gás em torno de 13 a 15 l/min. Antes de cada série de experimentos, a vazão foi verificada usando-se um fluxômetro.

Tabela 2.1- Composição química nominal do arame-eletrodo utilizado nesse trabalho (AWS, 2005)

Componentes	C	Mn	Si	Cr	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
Teor (%) <sup>(*)</sup>	0,06-0,15	1,40-1,85	0,80-1,15	0,15	0,025	0,035	0,15	0,15	0,15	0,03	0,5

<sup>(\*)</sup> Valores individuais são valores máximos

Tabela 2.2 - Verificação da composição química do gás de proteção

Medidas	1	2	3	4	5	6	7	8
Teor de CO <sub>2</sub> (%)	9,7	9,8	9,8	9,9	9,8	9,8	9,8	9,8

Para desenvolvimento do presente trabalho, a empresa USIMINAS fez doação de 20 chapas de 300 x 250 x 6,35 mm de aço BLAR700. A composição química do referido aço fornecida pelo fabricante se encontra na Tab. 2.3

Tabela 2.3 - Composição química nominal do aço BLAR700

C	Si	Mn	P	S	Al
0,12	0,07	1,73	0,023	0,003	0,042

Na Figura 3. encontra-se a microestrutura do aço BLAR700 na condição como recebido da fábrica, que caracterizadamente é uma estrutura ferrítica-bainítica, enquanto as propriedades mecânicas nominais do aço BLAR700 fornecidas pelo fabricante encontram-se na Tab. 2.4..

Foi determinada a microdureza HV do aço BLAR700 na superfície de uma amostra de 10 x 6.35 mm retirada da chapa na condição como recebida. Foram feitas 12 medições, começando a partir do centro da amostra em direção a borda. A carga utilizada foi de 500 g com pausa de 15 s. Conforme a Tab. 2.5, o valor médio da dureza foi 259 HV  $\pm$  11 HV.

Tabela 2.5 - Resultados de medição da microdureza de aço BLAR700

Teste	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	Média	DP
HV	242	284	249	258	257	255	253	256	264	263	272	253	259	11

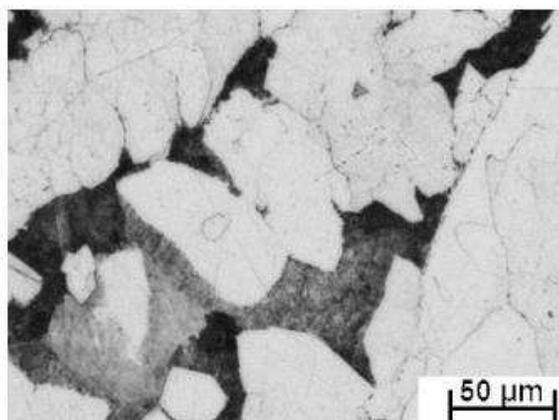


Figura 3.8 - Microestrutura do aço BLAR700 fornecida pelo fabricante

### 3.5 Caracterização das soldagens

A discussão dos resultados será feita baseando-se na análise dos seguintes parâmetros: aspecto superficial do cordão (avaliação qualitativa); geometria da seção transversal do cordão de solda (em relação à penetração, área da zona afetada pelo calor e área da zona fundida); tensões residuais e microdureza das regiões típicas de um cordão de solda. A seguir se encontra a descrição detalhada dos procedimentos de medição e coleta de dados.

#### 3.5.1 Análise metalográfica

No caso particular do presente trabalho, os parâmetros geométricos do cordão de solda importantes para a análise da geração de TR residuais são a altura do reforço e as áreas das Zona Fundida (ZF) e Zona Afetada pelo Calor (ZAC), como esquematizado pela Fig. 3.9. O valor da altura do reforço deve ser o menor possível para que o efeito de distorção angular da chapa de teste não mascare os resultados das tensões longitudinais e transversais. Os valores das áreas da ZF e ZAC são importantes na determinação estimativa do volume de material aquecido para os cordões feitos com parâmetros de soldagem diferentes.

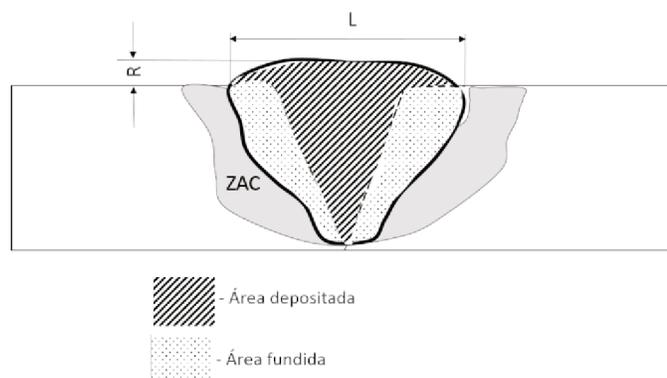


Figura 3.9 - Apresentação do esquema de medição de parâmetros geométricos do cordão de solda com detalhe para a ZAC = zona afetada pelo calor, R = altura do reforço e L = largura do cordão

### 3.5.2 Análise de microdureza

Os valores de microdureza foram usados para auxiliar a análise das microestruturas dos cordões de solda. Mediu-se microdureza Vickers de acordo com as recomendações de distancias entre os pontos e das arestas da norma ASTM E384, Figura 3.10. O ensaio de microdureza é feito numa amostra polida e não atacada. Entretanto, como se diz na própria norma, casos se deseja medir dureza de uma fase particular é aceitável um ataque leve. Como no presente trabalho se trabalhou com aço ao carbono, o ataque com Nital 1 % durante 45 s já é suficiente para revelar os componentes de fase.

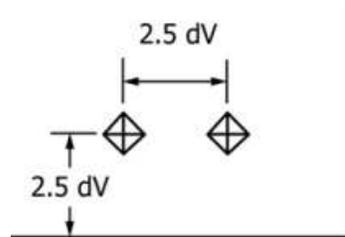


Figura 3.10 - A distância mínima entre os pontos de medição de dureza por método de Vickers onde dV significa comprimento da diagonal da indentação (recomendação da norma ASTM E384)

# CAPÍTULO IV

## **Influência da Preparação da Superfície Sobre Tensões Residuais Induzidas por Pré-Processamento da Chapa de Teste**

### **4.1 Introdução**

Existem processos envolvidos na fabricação de chapas metálicas, os quais, por sua vez, alteram a superfície das peças e introduzem altas TR. Essas TR podem ser de natureza tanto tratativa, como compressiva, como se pode concluir dos trabalhos de Robinson et al. (2009), Hattori et al. (2014), e De Giorgi (2011). Deste modo, é importante conhecer as TR induzidas por pré-processamento e saber se é ou não necessário eliminá-las antes de medições por DRX.

Previamente a operação de soldagem a região da chapa próxima ao chanfro precisa ser limpa por esmerilhamento, usinagem ou jateamento de granalha. Conseqüentemente, o processamento prévio pode ser eliminado na região sob limpeza, mas uma nova alteração superficial é imposta. Robinson et al. (2009) mediram TR ao longo da espessura das chapas de liga de alumínio forjadas a frio. Na superfície das chapas de teste as TR medidas chegaram a 300 MPa (compressivas), com tendência de se tornar tratativas em camadas mais profundas. Hattori et al. (2014) estudaram TR em chapas de alumínio laminadas a frio. As tensões medidas por Hattori et al. foram de compressão na superfície e de tração nas camadas mais profundas. De Giorgi (2011) mediu as TR em chapas de aço AISI 301 laminadas a frio. A diferença entre o valor da TR medidas na superfície e em uma camada de 0,6 mm foi de até 150 MPa. Jateamentos com  $Al_2O_3$  ou  $ZrO_2$  podem gerar TR de compressão de 400 MPa nas camadas superficiais de até 0,080 mm de profundidade em chapas de aço AISI 316, como citam Multinger et al. (2010), enquanto de acordo com Youseff et al. (2011) esmerilhamento pode induzir TR de tração com valor próximo ao da tensão de ruptura do aço AISI

316L. Os processos de usinagem utilizados para preparação de chanfros também podem deformar as superfícies das chapas em espessuras que podem variar de 0,010 mm a 0,150 mm, como foi apontado em Nasr et al. (2007) e Che-Haron e Jawadi (2005) indicando presença de TR.

Quando as tensões térmicas devido à soldagem são geradas sobre o material, o campo de tensões pré-existente na superfície pode assumir outro valor. Até aí este fato não caracteriza ser um problema, caso se queira medir tensores residuais, pois o caso é o real. Entretanto, como é numa superfície fina, pode não representar fielmente o que se quer medir (as tensões que vão mesmo influenciar o comportamento do material). Mas o mais importante é quando se quer estudar geração de tensões por soldagem. Aí, sem dúvida, o campo de tensões superficiais pré-existente pode mascarar o resultado. Deste modo, para garantir a qualidade de medição de TR por DRX, a superfície pré-deformada é geralmente eliminada por processo eletrolítico, o qual não induz deformações plásticas. Porém, enquanto alguns autores removem 0,100 mm de material antes de realizar a medição de TR por DRX em tubos soldados a arco como, por exemplo, fizeram Che-Haron e Jawadi (2005) e Hilson et al. (2009), Rai et al. (1998) consideram a remoção de uma camada de 0,020 mm como suficiente para eliminar o efeito de filme de óxidos sobre resultados de medição de TR, enquanto Brown et al. (2006) e Tsuji et al. (2015) não especificam a espessura da camada removida ou não fizeram polimento eletrolítico nos locais de medição e mediram as TR nas peças como recebidas. Além disso, os autores mencionados não levaram em consideração o tipo de pré-processamento aplicado na superfície da chapa em nenhum dos trabalhos citados.

Existem recomendações explícitas sobre a preparação da superfície antes de medição dadas na norma ASTM E2860-12 (2012) (uma remoção de 0,250 mm antes de medição das TR por DRX é recomendada no item 8.1). Entretanto, percebe-se resultados antagônicos da aplicação da referida norma nos trabalhos citados no parágrafo anterior. Outra norma, a BS EM 15305/2008 (2008), também recomenda remoção de superfície encruada, mas neste caso a espessura não é especificada. Por outro lado, com base nos resultados da revisão bibliográfica, percebe-se que a espessura da superfície deformada por diversos processos de fabricação varia muito de um processo para o outro e as vezes uma remoção de 0,250 mm recomendada pode ser excessiva e ao remover essa espessura as TR de interesse podem ser alteradas (por exemplo, TR induzidas por processo de soldagem). Mesmo quando há a preparação da superfície antes de medição, por exemplo, no caso dos trabalhos de Gou et al. (2011) e Hilson et al. (2009), como se pode garantir que toda a superfície alterada por um dado pré-processamento foi eliminada?

Como foi visto, há procedimentos e recomendações antagônicos aplicados à preparação da superfície antes de medição das TR por DRX. Percebe-se uma falta de informação sobre a alteração que um dado tipo de processamento superficial possa introduzir nos resultados de medição.

Assim, o objetivo deste capítulo foi avaliar as TR induzidas por pré-processamento e a evolução de suas intensidades durante a preparação da superfície por remoção eletrolítica, tomado em conta a potencial relaxação temporal durante um período de maturação, discutir alterações microestruturais das camadas subsuperficiais e comparar os resultados obtidos com sugestões normativas.

## 4.2 Metodologia, equipamentos e insumos

Preparou-se três lotes de chapas, sendo que um deles foi utilizado para testes com preparação de superfície por esmerilhamento, um segundo para replicagem com a mesma preparação e um terceiro em que a preparação superficial foi feita por jato de areia. O material das chapas de teste de todos três lotes foi aço carbono SAE 1020, com dimensões de 50 x 50 x 6,35 mm. Para aliviar as tensões pré-existentes e uniformizar a microestrutura, os três lotes de chapas de teste foram, antes da aplicação de esmerilhamento/jato de areia, individualmente aquecidos à uma temperatura de 650 °C, a uma taxa de 865 °C/h, mantidos por 2 horas e resfriados a uma taxa média de 224 °C/h até a temperatura ambiente. A tensão residual média medida no primeiro, segundo e terceiro lotes das chapas de teste, depois do tratamento térmico, foi de  $-70 \pm 32$  MPa,  $-60 \pm 21$  MPa e  $122 \pm 3$  MPa, respectivamente.

As medições de TR foram feitas somente numa direção ( $Y, \phi=0$ ), como ilustrado na Fig. 4.1, e seguindo às recomendações de norma ASTM E2860-12 (2012). Foi utilizado um sistema portátil comercial TEC 4000 para medidas de TR e que utiliza a técnica de  $\sin^2\psi$ , conforme descrito no Capítulo 3 Metodologia, Equipamentos e Insumos. As medições foram feitas para o plano de índice 211, em sete ângulos  $\psi$  [-30; -20; -10; 0; 10; 20; 30] utilizando radiação Cr,  $K_\alpha$  ( $\lambda = 2.29 \text{ \AA}$ ), tensão de 25 kV, corrente de 0.6 mA (valor disponibilizado pela interface de operação do equipamento), colimador de 4 mm de diâmetro. As medidas de TR foram replicadas (lote 2 de placas de teste) no difratômetro X'pert Pro MRD XL da Panalytical, um equipamento estacionário e de bancada, utilizando radiação Cr  $K_\alpha$ , tensão 30 kV, corrente 55 mA, ângulos  $\psi$  [0; 10; 14; 17; 20; 22] com

tempo de medição de 651 s e colimador com abertura de 3 mm x 3 mm e mesmo índice 211 do pico de difração. As chapas de teste para replicagem passaram pelo mesmo procedimento que as do primeiro lote. Vale ressaltar que os resultados de medição obtidos representam as tensões da família de planos  $\langle 211 \rangle$  e nesse trabalho assumiu-se que a distribuição de tensões residuais é isotrópica entre todas as famílias de planos.

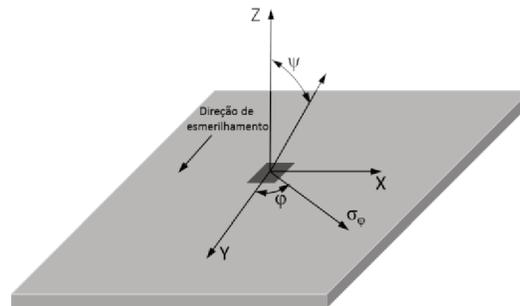


Figura 4.1 - Esquemática de chapa de teste com destaque para os parâmetros angulares da medição e para a área de aproximadamente  $10 \times 10 \text{ mm}^2$  de remoção da camada alterada e medição das TR

Como estudo de caso, a alteração superficial de cada chapa de teste do primeiro e segundo lotes foi feita por esmerilhamento manual com disco de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  de granulação A24, rotação de 11000 rpm, ângulo de ataque de  $15\text{-}20^\circ$  e tempo aproximado de esmerilhamento de 30 segundos. Para estimar a profundidade necessária a ser atingida durante a fase de remoção, preparou-se metalograficamente uma seção transversal para análise por microscopia óptica. A Figura 4.2 mostra a diferença entre os grãos deformados plasticamente na superfície da chapa e os grãos do interior, sendo esta diferença visual o critério para definir a espessura da superfície deformada. As medições da espessura deformada plasticamente ( $e$ ) foram feitas em quatro pontos espaçados igualmente ao longo dos 50 mm de comprimento de uma amostra, (representando todo o lote). Como o processo de esmerilhamento foi manual, também se verificou a repetitividade do processo e se as TR estariam no mesmo nível, independentemente da chapa de teste. Portanto, mediu-se TR em várias chapas de teste e aplicou-se análise de variância. Para este processamento com esmeril, a espessura média da superfície deformada foi de  $0.066 \pm 0.013 \text{ mm}$ .

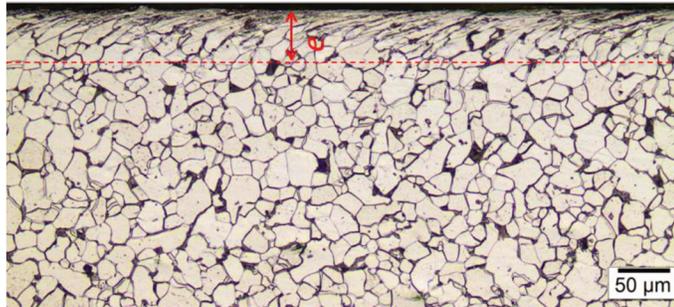


Figura 4.2 - Determinação por microscopia óptica da espessura “e” da superfície deformada plasticamente, baseada na diferença visual entre os grãos deformados e não deformados

As superfícies das chapas do terceiro lote foram processadas por jato de areia (Figura 4.4.3). Os parâmetros de jateamento e procedimento experimental foram encontrados em Slatineau et al. (2011). Três chapas foram jateadas com areia de granulação #40, durante 60 segundos, a uma pressão de 0,86 MPa e com uma distância entre a pistola de jato de areia e superfície da chapa de 100 mm. De forma um pouco diferenciada das chapas esmerilhadas, a TR foi medida apenas após o jateamento e depois de remoção de 0,140 mm.

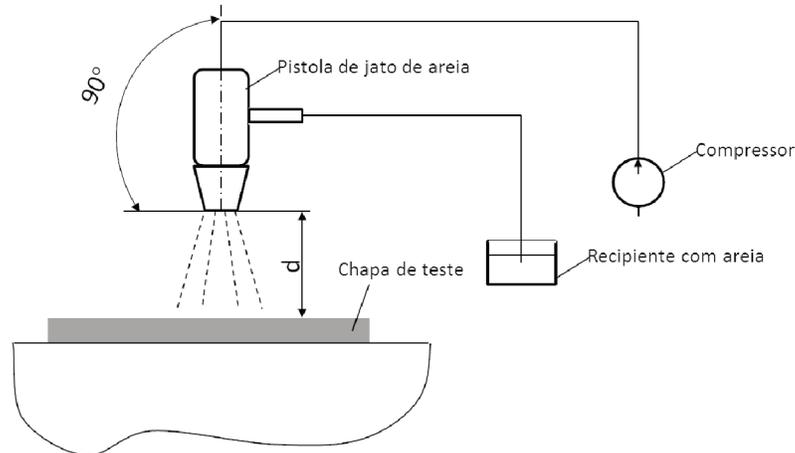


Figura 4.3 - Apresentação esquemática do processo der preparação da superfície da chapa de teste com jato de areia, onde d é a distância entre a pistola e a superfície da chapa (adaptado de em Slatineau et al., 2011)

As superfícies deformadas plasticamente foram removidas por polimento eletrolítico com uma solução de 19 % de  $H_3PO_4$ , 9 % de  $H_2SO_4$  e 72 % de  $H_2O$ . O procedimento de remoção e parâmetros de remoção eletrolítica encontram se no Apêndice I. Desenvolvimento e Avaliação de um Método para Remoção Eletrolítica. Resumidamente, os ajustes do processo eletrolítico foram para obter remoções de aproximadamente 0,020, 0,040, 0,060, 0,080, 0,100, 0,120 e 0,140 mm.

Para cada espessura alvo de remoção, foram utilizadas duas chapas de teste, para efeito de repetitividade. Uma das chapas foi usada somente para medição de dureza e espessura deformada. Já as medições de TR e espessura removida foram realizadas em ambas as chapas. Depois da medição das TR, a segunda chapa ficou arquivada como testemunho.

Medições de dureza nas superfícies das chapas de teste foram feitas em um durômetro analógico, utilizando o método de Vickers, com carga de 2000 g. As medições foram realizadas logo depois do esmerilhamento e também depois da remoção da superfície encruada, na área indicada na Figura 4., sempre em 5 pontos escolhidos aleatoriamente. A espessura da camada removida foi mensurada por um micrômetro analógico de resolução 0.001 mm.

Depois de remoção por processo eletrolítico e medição das TR, foi feito um corte na seção indicada na Figura 4.1(a), cuja seção transversal no local de remoção eletrolítica é evidenciado pela Figura 4.1(b), para auxiliar na quantificação da espessura removida.

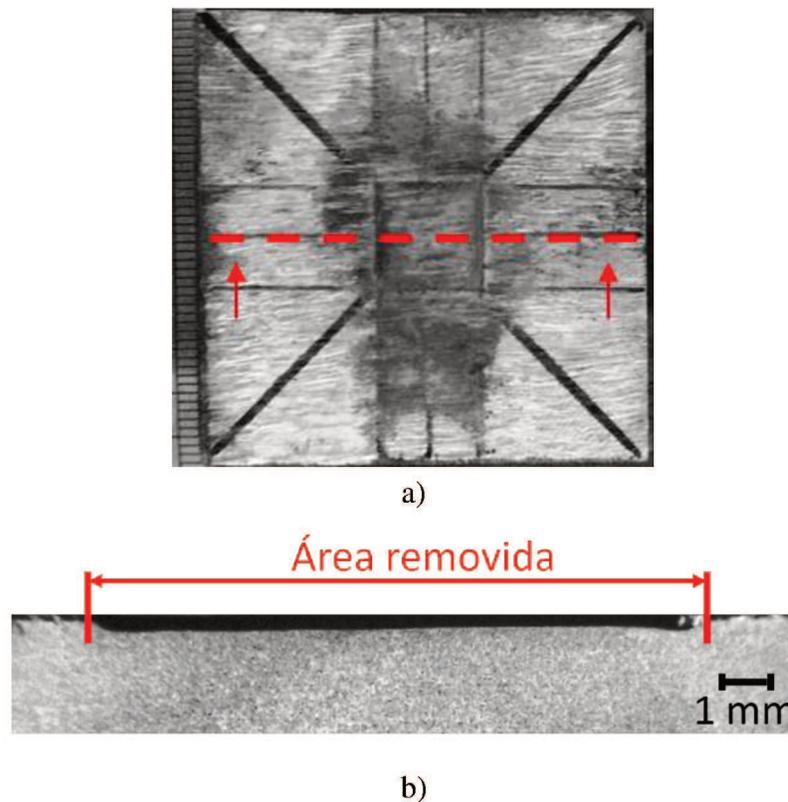


Figura 4.1 - Caracterização macrográfica da área de remoção, sendo em (a) local de corte da seção, (b) seção transversal com destaque em área removida

Este estudo se estendeu para avaliar a possível relaxação das tensões criadas durante a preparação da superfície. É importante dizer que a existência deste fenômeno nas condições experimentais usadas neste trabalho irá potencialmente impactar as próprias análises acima descritas. Para tal, mediu-se o valor de TR numa chapa de teste esmerilhada dos dois lados, ou seja, na superfície de cima (face) e na superfície de baixo (verso). As medições de TR foram feitas durante 18 dias com intervalo de 6 dias e não foi aplicada qualquer remoção de superfície.

#### 4.2.1 Correção das TR em função da espessura da camada removida

Quando camadas são removidas para análise de tensões residuais, é importante considerar a relaxação das tensões na superfície exposta devido à remoção da restrição mecânica, como apontado em Noyan e Cohen (1987). O procedimento proposto por Moore e Evans (1958) é adequado para fazer correções devido à relaxação em amostras planas de pequena espessura. A equação (1) foi utilizada neste trabalho para corrigir os valores medidos.

$$\sigma(z) = \sigma_m(z) + \left( -4\sigma_m \cdot (H) \cdot \frac{\Delta Z}{H} \right) \quad (4.1)$$

onde,  $\Delta z$  é a variação da espessura depois de remoção da camada,  $H$  é a espessura original da chapa de teste,  $\sigma_m$  é a tensão medida e  $\sigma_z$  é a tensão corrigida.

### 4.3 Resultados e discussão

#### 4.3.1 Evolução temporal das tensões residuais e repetitividade dos experimentos

Como pode ser visto na Fig. 4.5, não houve variação estaticamente significativas para um nível de significância de 0,05 (aplicação de um procedimento estatístico de análise de variância, conhecido como ANOVA) da TR medida durante 18 dias corridos depois de alteração da superfície da chapa de teste. Pelo contrário, se for pensado em tendências, a Fig. 4.5 apresenta crescimento das TR com o tempo, e não relaxação. Como este fato não encontra justificativas teóricas para acontecer, assumir a não variação parece sensato. Entretanto, é importante ressaltar que, como se vê pela Fig. 4.5, o valor de TR medido depois de esmerilhamento se aproxima ou supera o valor do limite de ruptura nominal para o aço ABNT 1020. Entretanto, não se pode tirar conclusões precipitadas baseadas nesse fato, pois as propriedades mecânicas da superfície deformada por esmerilhamento são desconhecidas e o limite de escoamento e limite de ruptura podem ter aumentado. O valor de TR observado está em concordância com os dados encontrados na literatura.

Por exemplo, Youssef et al. (2011) estudaram o efeito de esmerilhamento manual sobre a distribuição de TR em superfícies de aço AISI 316L. Embora as condições experimentais (material e forma de esmerilhamento) de Youssef et al. (2011) serem diferentes das do presente trabalho, TR de tração com valor próximo ao da tensão de ruptura do material foram observadas por esses autores.

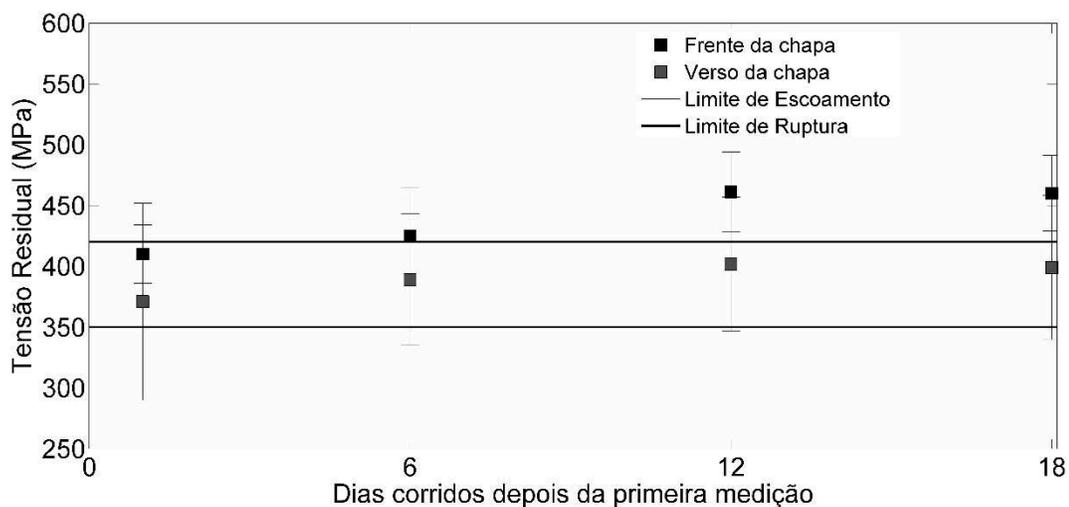


Figura 4.2 - Evolução temporal da TR medida sobre as superfícies de cima e de verso das chapas de teste, usando como referência os limites nominais de escoamento e ruptura do aço ABNT 1020

Analisando agora o aspecto de repetitividade do processo de esmerilhamento, a Figura 4.3 sugere, com ajuda da ANOVA, que não há diferença das TR, para um nível de significância de 0,05, em cinco chapas esmerilhadas e escolhidas aleatoriamente. O valor médio de TR é de 460 MPa. Deste modo, o fato de esmerilhamento ter sido aplicado manualmente não seria responsável por variações significativas nos resultados de medição das TR.

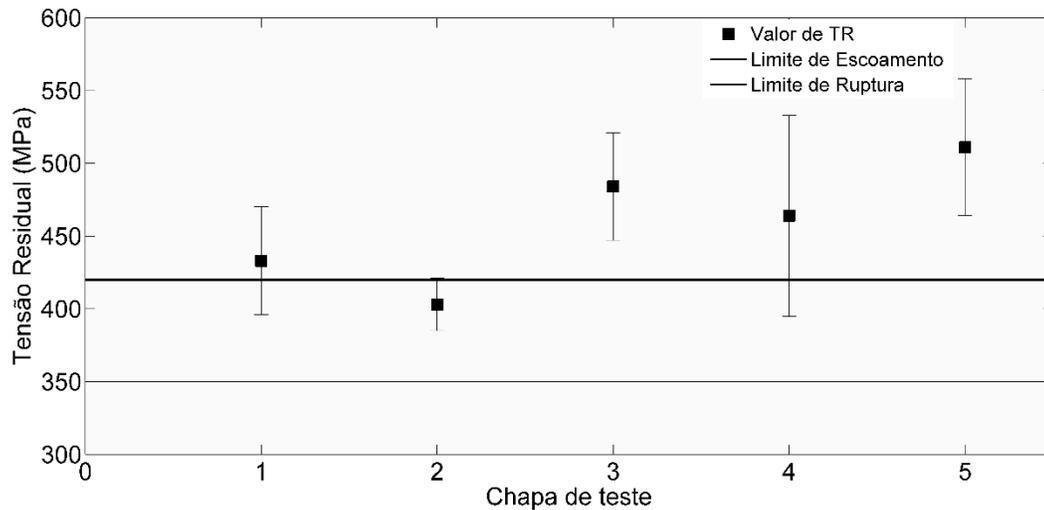


Figura 4.3 - Valores de TR em função da chapa de teste após esmerilhamento, usando como referência os limites nominais de escoamento e ruptura do aço ABNT 1020

#### 4.3.2 Evolução das tensões residuais e microestrutura da superfície em função da espessura da camada removida

Na Figura 4.4 estão apresentados os valores de TR corrigidos usando a metodologia de Moore e Evans (1958) para o teste e repetição de teste. Nessa figura, o valor de TR para espessura zero da camada removida apresenta o valor medido logo depois de esmerilhamento. O valor de TR corrigido sempre foi menor do que o valor medido e no presente caso a diferença relativa entre o valor medido e corrigido foi em média de 3 %. A apresentação dos valores medidos sem aplicação de correção foi omitida na Figura 4.4 por causa desse valor pequeno de correção, evitando dificultar a interpretação da figura. A remoção sucessiva de camadas por processo eletrolítico resultou em relaxação contínua de TR até chegar ao valor de tensão medido antes de alteração de superfície. Quando a espessura removida de 0,120 mm foi alcançada, a TR se aproximou ao valor medido antes de alteração da superfície ( $-61 \pm 13$  MPa medidos depois de remoção de 0,120 mm contra  $-70 \pm 32$  MPa medidos antes de esmerilhamento das chapas de teste do primeiro lote). Isto significa que as camadas deformadas por esmeril estão praticamente eliminadas e a TR está se aproximando ao valor medido antes de alteração de superfície. O fenômeno parecido se observou no caso das chapas de teste do lote de replicagem (a TR depois de remoção de 0,120 mm foi de  $\approx 100 \pm 21$  MPa contra  $122 \pm 3$  MPa antes de esmerilhamento das chapas do segundo lote).

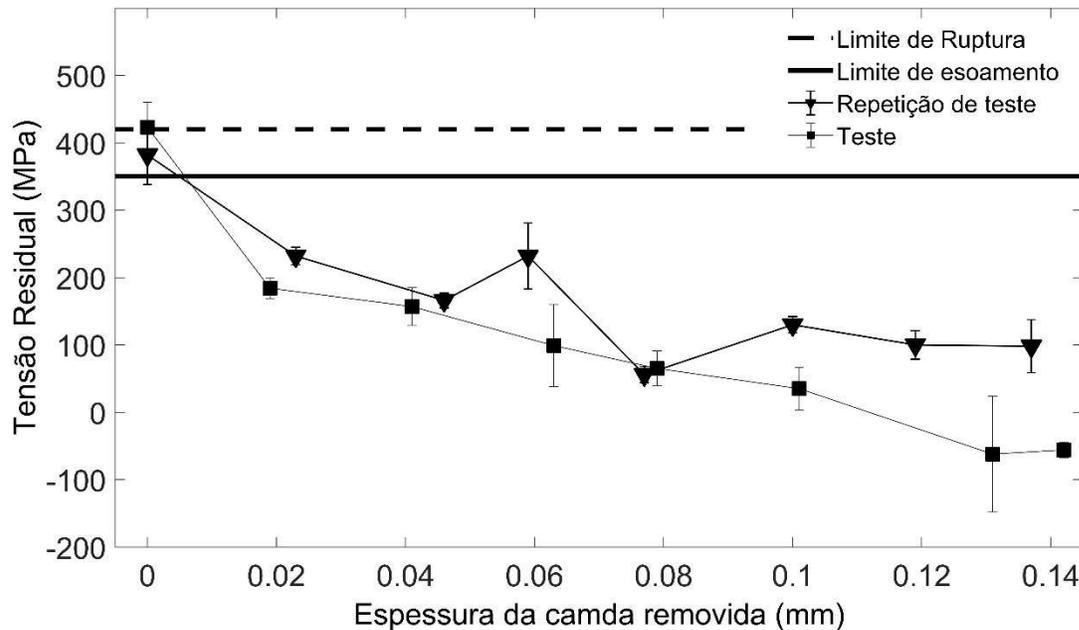


Figura 4.4 - Evolução da tensão residual em função da espessura removida

Para auxiliar na análise dos resultados obtidos, na Figura 4.5 estão apresentadas as seções micrográficas tiradas das chapas nos locais de remoção por processo eletrolítico. Visualmente, pode-se perceber pelas imagens que os grãos deformados começam a desaparecer depois de 0,049 mm removido e até aproximadamente 0,100 mm não se observa a diferença visual entre o tamanho dos grãos na superfície. Por outro lado, a TR para 0,049 mm removidos ainda está trativa como mostra a Figura 4.4, o que significa que as camadas deformadas por esmerilhamento não foram eliminadas completamente, mostrando a importância de se usar mais de um critério. Essa diferença entre critérios pode ser devido à impossibilidade de detectar por método de microscopia óptica uma deformação microscópica dentro dos grãos, mas que não representa que não estejam tensionados. O DRX é um critério mais sensível. Já a partir de aproximadamente 0,110 mm removidos, a tensão começa se aproximar ao valor inicial medido antes de alteração da superfície. Percebe-se pelas imagens micrográficas aumento de tamanho de grão a partir de 0,100 mm de espessura de remoção. Deste modo, baseando-se nos resultados de medição principalmente das TR, pode-se concluir que para as chapas de teste esmerilhadas a espessura da superfície deformada plasticamente foi de 0,100 mm a 0,120 mm.

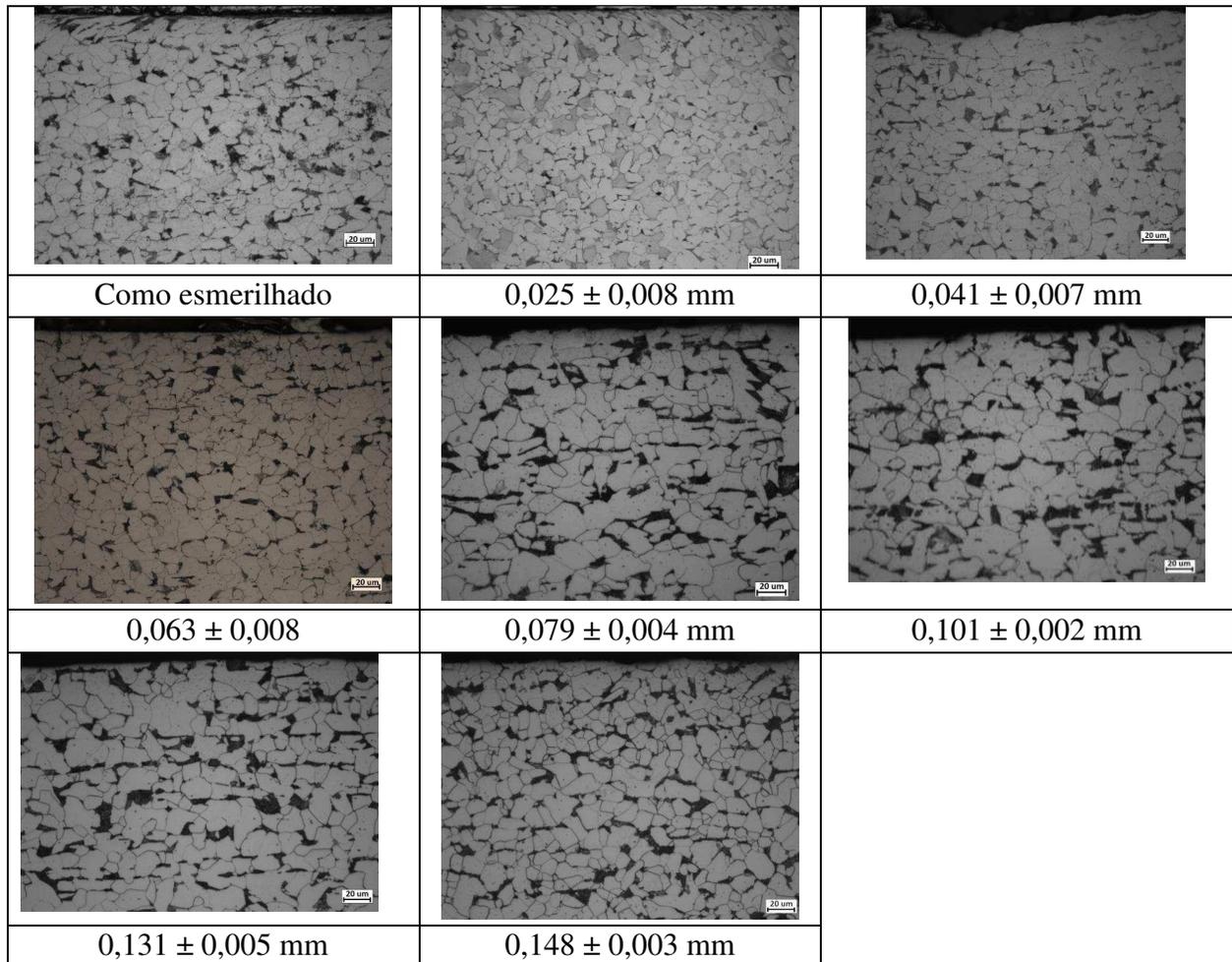


Figura 4.5 - Microestrutura nas camadas superficiais para várias espessuras de remoção

Esperava-se que depois de esmerilhamento a dureza nas camadas superficiais aumentasse (encruamento), diminuindo conforme a remoção de material. Entretanto, o resultado de medição da dureza teve um comportamento oscilatório, conforme aFig. 4.9. Logo depois do esmerilhamento, houve um aumento da dureza em comparação com chapa não esmerilhada. Este resultado foi consequência esperada da deformação plástica introduzida por trabalho mecânico. O maior desvio-padrão para a medição logo depois de esmeril se deve a grande irregularidade da superfície devido o processo de esmerilhamento e dificuldade de medição da marcação de indentador. Mas, de uma maneira geral, os resultados de medição não indicam a correlação entre a tensão residual e a dureza do material da chapa de teste. E de forma similar a microscopia óptica, dureza também mostrou não ser um método seguro para avaliar a remoção de superfície tratada.

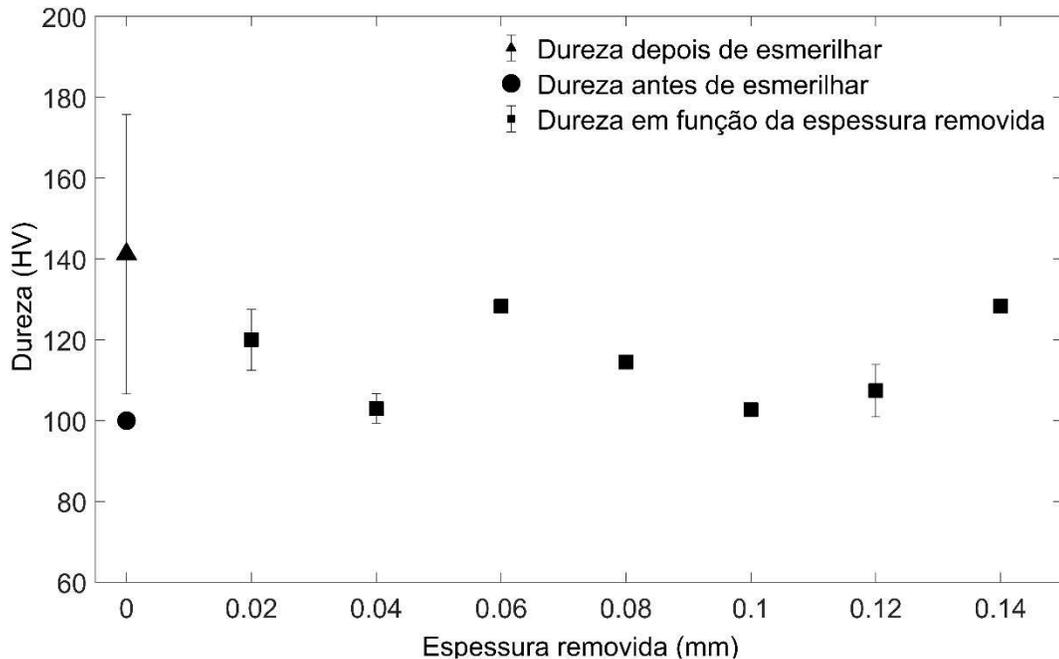
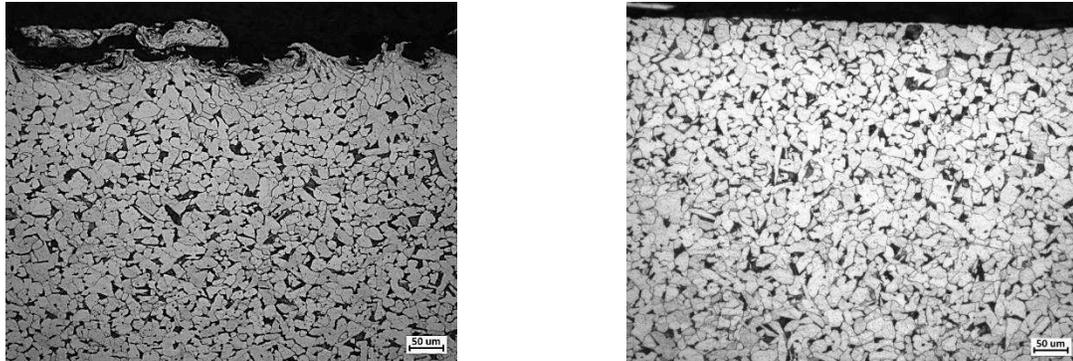


Figura 4.6 - Evolução de dureza Vickers em função da espessura removida

#### 4.3.3 Tensões residuais em chapas de teste com superfície tratada por jato de areia

É perceptível a diferença entre a camada superficial depois de jateamento e depois de remoção eletrolítica como evidencia a Figura 4.7. Este comportamento está em concordância com o encontrado por Staia et al. (2000), o qual, em o jateamento de granalha em superfície e aço carbono (ABNT 1020) obteve espessura aproximada das camadas deformadas de 0,080 a 0,100 mm. A tensão residual medida depois de processamento com jato de areia foi compressiva, de  $-233 \pm 29$  MPa, reduzindo-se depois de remoção de cerca de 0,140 mm para  $-138 \pm 11$  MPa. Deve-se lembrar que a tensão residual medida neste lote de chapas de teste depois do tratamento térmico foi de  $-70 \pm 32$  MPa, indicando que, mesmo após remoção de 0,137 mm, nem toda a TR devido ao processamento de jateamento de areia foi eliminada. Sugere-se que diferentes tipos de processamento superficial podem alterar a superfície da chapa de teste de maneiras distintas, em modulo (mais ou menos profundamente) e em modo (TR trativas e compressivas). Chama-se atenção de que, de acordo com imagem micrográfica tirada na região de remoção e apresentada na Fig. 4.10, houve completa ausência dos grãos deformados depois dessa magnitude de remoção. Esses resultados corroboram os da seção anterior, que mostram que o critério de deformação

plástica visível por microscopia óptica não representa a profundidade de TR induzidas por processamentos superficiais.



Como jateado

$0,137 \pm 0,009$  mm

Figura 4.7 - Microestruturas na camada superficial em chapa jateada, antes e após remoção superficial eletrolítica

#### 4.4 Conclusões parciais

Nas condições experimentais deste trabalho, em que se procurou avaliar as tensões residuais (TR) induzidas por pré-processamento e a evolução de suas intensidades durante preparação da superfície (remoção da superfície encruada por processo eletrolítico), concluiu-se que:

- (a) Métodos de processamento diferentes podem induzir nas superfícies metálicas TR com modo (tração ou compressão) e profundidade distintos;
- (b) O tratamento da superfície com remoção de camada por método eletrolítico mostrou-se capaz de eliminar as TR induzidas por pré-processamentos, e uma camada removida de cerca de 0,200 mm seria seguro para eliminar as TR induzidas por esmerilhamento em aços ao carbono não ligados;
- (c) Profundidade de grãos deformados visualizados por microscopia óptica ou dureza superficial mostraram-se incapazes de prever a profundidade de TR induzidas.

Um segundo objetivo deste trabalho, de avaliar a potencial relaxação temporal durante um período de maturação do material antes das medições de TR, mostrou não haver nestas condições experimentais relaxação estaticamente perceptível das TR.

Desta forma, acredita-se ter se produzido subsídios para os procedimentos de medição de TR em chapas metálicas que sofrem pré- ou pro- processamentos antes da medição de TR por difratometria por raio X (DRX). Entretanto, para trabalhos futuros fica ainda a tarefa de se clarificar

se as camadas removidas por este método revelam ou não as tensões subsuperficiais e se a remoção deva se dar antes ou depois de um segundo processamento.

# CAPÍTULO V

## Influência da Energia de Soldagem sobre a Geração de Tensões Residuais

### 5.1 Introdução

Revisões bibliográficas têm sido publicadas com o foco em determinar os fatores governantes na geração de TR em peças soldadas, a partir de resultados numéricos e/ou experimentais. Por exemplo, Zondi (2014) tentou separar os fatores governantes de uma forma global, classificando os mesmos em três grupos, a saber, condições pré-soldagem, os próprios parâmetros de soldagem e condições pós-soldagem. Leggat (2008) tratou os fatores que influenciam a geração de TR de uma forma mais específica, tentando isolar individualmente o efeito de diversos fatores envolvidos na fabricação de uma construção soldada. Por exemplo, o autor cita material, sua composição química, geometria do componente, restrições externas, entre outros, como principais fatores que determinam quais TR estão presentes em uma estrutura soldada. Apesar de trazerem a visão geral sobre pesquisas desenvolvidas na área de TR, os trabalhos de Zondi (2014) e Leggat (2008) focam em apresentar os fatores que influenciam a geração de TR de uma maneira mais fenomenológica.

Nitschke-Pagel e Wohlfahrt (2002) disseram que TR em soldagem é uma consequência da contenção da contração do metal de uma região aquecida (no resfriamento) e em matérias, como o aço, onde transformação de fase também ocorre de forma concomitante.

Pode-se imaginar que quanto maior o volume de metal aquecido maior será a contração do material durante o resfriamento, quando então se gera as TT. O volume total aquecido é composto pela somatória do volume de metal depositado no chanfro e fundido do MB (ZF) e pelo volume do metal de base aquecido (ZAC e sub-ZAC). O volume de metal depositado, por sua vez, depende

da geometria e dimensões do chanfro, enquanto o volume de metal fundido e aquecido pela fonte de calor depende do processo de soldagem utilizado e da espessura da chapa. Assim, pode-se imaginar que quanto maior a espessura da chapa e/ou o ângulo de abertura do chanfro, maior seria o volume sob aquecimento, caso haja crescimento proporcional do calor imposto para fundir maior quantidade de material. Teng et al. (2002) avaliaram numericamente o efeito de uma maior espessura da chapa e ângulo de abertura (preparação em V), entre outros, sobre as TR geradas. Verificaram que as tensões residuais (TR) longitudinais aumentam no mesmo sentido.

Masubuchi (1980), por outro lado, menciona que as maiores alterações volumétricas durante um ciclo térmico da solda são observadas no metal de base. Segundo o autor, da contração/expansão transversal total de uma junta soldada apenas 10 % se deve ao resfriamento/aquecimento do metal fundido, sendo o restante devido ao metal de base. Naka (1950) já afirmava que a maior contração no sentido transversal numa soldagem ocorre no metal de base e não no cordão de solda. Essa hipótese foi mais recentemente comprovada indiretamente por Sudheesh e Prasad (2011). Eles estudaram o efeito de resfriamento forçado por nitrogênio líquido (“trailing sink”) sobre tensões residuais na soldagem GMAW de chapas finas de aço carbono comum e observaram uma redução significativa das TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) numa zona de 10 a 75 mm a partir do centro do cordão, quando o resfriamento forçado foi aplicado (redução do volume de material de base aquecido). Segundo os resultados dos autores, a aplicação de resfriamento não fez efeito perceptivo sobre as tensões residuais na ZF ou ZAC. As TR no trabalho do Sudheesh e Prasad foram reduzidas no metal de base e segundo as imagens de campos de temperatura é exatamente no metal de base onde a temperatura foi reduzida com maior eficácia.

Porém, a análise dos parâmetros governantes na geração de TR deve ser feita com cuidado. Por exemplo, além de volume, a temperatura em que o mesmo foi aquecido também é importante. Chapas de um mesmo material, mas de espessuras diferentes, são exemplos típicos deste enunciado. Chang e Teng (2004) avaliaram numericamente e experimentalmente as TR em chapas de aço A36 de 4,5 mm de espessura. A junta foi feita em três passes com uma energia de soldagem média de 3 kJ/mm por passe. O valor máximo de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) medido por autores foi de aproximadamente 400 MPa. Por outro lado, Teng et al. (2002) simularam numericamente a soldagem de chapas do mesmo material, porém com a espessura de 32 mm. A junta foi feita em 6 passes com energia de soldagem média de 1,3 kJ/mm por passe. O valor máximo de TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) obtido por Teng et al. (2002) foi de aproximadamente 220 MPa. Comparando

os dois trabalhos, poder-se-ia dizer que a chapa mais fina apresenta maior TR após soldagem. Porém, numa visão holística, a energia de soldagem por passe da chapa mais fina foi quase duas vezes maior. Entretanto, a chapa fina foi soldada com três passes, enquanto a mais grossa com seis passes, o que daria 9 kJ/mm e 7,8 kJ/mm de energia total imposta, respectivamente para as chapas fina e grossa.

Apesar do volume ser uma variável primária na geração de TT, hierarquicamente sob a ação da energia de soldagem (variável de controle), como visto na Fig. 5.1, o volume em si é governado também por vários outros fatores (da mesma forma variáveis de controle), como a espessura da chapa, a geometria e forma do chanfro, posição de soldagem, tipo da fonte de calor, etc. Por exemplo, na união de chapas mais espessas, um volume maior será aquecido (maior energia de soldagem demandada). Entretanto, uma chapa muito grossa pode ser soldada em vários passes com volumes por passe muito menor do que o volume total da junta. Desta forma, é muito difícil a análise do efeito do volume sobre a geração de TR. Por este motivo, ou por não perceberem esta relação de causa e efeito entre fatores independentes e secundários, em muitos trabalhos se tenta estudar o efeito de fatores secundários sobre a geração de TT, que potencialmente torna a análise ainda mais complicada. Desta forma, o objetivo do presente trabalho foi, primeiramente, elaborar uma metodologia experimental para se estudar o efeito da energia de soldagem (provavelmente o principal parâmetro de controle na geração de TR em soldagem, como indicado na Figura 5.1) sobre a geração de TR em chapas de aço de baixa liga e alta resistência.

## 5.2 Metodologia

Uma abordagem para estudar o efeito da energia de soldagem sobre a geração de TR seria manter a mesma potência do arco e variar a velocidade de soldagem. Por isto, soldagens usando-se o mesmo processo e com a mesma parametrização (mesmo tipo e forma de fonte de calor) deveriam ser feitas em chapas com mesma espessura, mesmas temperaturas de pré e pós-aquecimentos e mesma posição de soldagem, para evitar alterar outro parâmetro de controle além da energia de soldagem. Entretanto, esta abordagem não poderia ser aplicada na condição simples deposição sobre chapa (“bead-on-plate”), pois os volumes diferenciados do cordão, deslocados da linha do centro de inércia da chapa de teste, criariam um desequilíbrio muito grande das tensões

em relação à espessura (eixo Z), sobretudo das tensões transversais, criando um esforço angular, que mascararia a distribuição das tensões térmica ao final do resfriamento.

Assim, a opção seria fazer as soldagens dentro de um chanfro, como em V. Mas como a produção (massa de arame por unidade de comprimento do cordão), por definição, depende da taxa de deposição (massa de arame por unidade de tempo) e da velocidade de soldagem ( $V_s$ ), ao se variar a  $V_s$ , aumentá-la, por exemplo, e fazer o preenchimento do chanfro, a menor produção levaria a cordões que poderiam não ter volume suficiente para preencher o chanfro. Uma solução seria fazer mais de um passe para a condição de menor produção, mas aí outra variável seria criada (número de passes). Assim, optou-se por manter soldagens somente com um passe e fazer chanfros com diferentes ângulos, com volume de enchimento coerente com a produção implementada (com reforços similares). Como visto na Fig. 1.1, estar-se-ia variando apenas a energia de soldagem, mas ciente que também estaria variando a geometria do chanfro, outra variável de controle.

A abordagem metodológica escolhida foi, então, a de se usar duas chapas com chanfro com dimensões diferentes (dois ângulos de abertura) para se soldar com processo MIG/MAG, mantendo a mesma potência de soldagem e variando a velocidade de soldagem para se preencher o volume de cada chanfro. Chama-se atenção para que se visa estudar com esta abordagem o efeito de um parâmetro de controle (energia de soldagem) sobre a geração de TR, e não os parâmetros independentes (ou primários), como volume aquecido ou taxa de resfriamento, que, como já mencionado (Fig. 5.1), seriam os que realmente governam a geração de TT.

### **5.3 Procedimento experimental, equipamentos e insumos**

As soldagens das placas de teste foram feitas pelo processo MIG/MAG (curto-circuito com forma de onda controlada), usando-se um arame AWS ER70S-6 de 1,2 mm de diâmetro, protegido com Ar+8%CO<sub>2</sub>. Utilizou-se um aço comercial de alta resistência-baixa liga (ARBL) da classe com 700 MPa de limite de escoamento (denominado nesse trabalho de ARBL700). As chapas de teste foram montadas (ponteadas) a partir de duas chapas do referido aço, 300 x 125 x 6,35 mm, com biseis reais de 22° e 32° (valores nominais de 22.5° e 32.5°), formando duas juntas de topo com chanfros em V de 44° e 64° de abertura, respectivamente. Para a soldagem, as chapas de teste foram fixadas num suporte rígido, cuja descrição encontra-se no Capítulo 3 (Métodos,

equipamentos e insumos). As chapas de teste foram perfuradas ao longo de seus perímetros e aparafusadas, usando um torquímetro com torque de 128 Nm (torque máximo recomendado pelo fabricante do parafuso).

Foi depositado um único passe em dois chanfros, de 44° e 64° de abertura, com parâmetros de soldagem listados na Tabela 5.1. Almejou-se manter a potência de soldagem e velocidade de alimentação do arame-eletrodo e preencher os chanfros variando-se apenas a velocidade de soldagem.

Tabela 5.1 - Parâmetros de soldagem (valores médios medidos)

Chanfro/energia de Soldagem	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de alimentação (m/min)	Velocidade de soldagem (cm/min)	DBCP (mm)	Vazão de gás de proteção (l/min)
44°/1,1 kJ/mm	148	29	4,2	24	14	12
64°/1,5 kJ/mm				17		

#### 5.4 Medição de TR por Difração de Raio X (DRX)

Para se fazer a medição de TR, escolheu-se dois segmentos na chapa de teste (especificado de forma destacada na Fig. 5.1 em cor mais clara), cujas posições foram referenciadas por “B” (na posição mais próxima da extremidade esquerda da chapa, considerando o sentido de soldagem) e por “C” (posição central da chapa de teste). A linha de centro do cordão de solda é representada no eixo Y. Foram definidos para cada segmento 4 pontos de medição (no eixo X), com distâncias crescentes perpendicularmente ao cordão de solda. Cada ponto de medição foi preparado por remoção eletrolítica, método já descrito em Mischenko et al. (2016), removendo-se aproximadamente 0,1 mm na espessura (solução 19 % H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 9 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 72 % H<sub>2</sub>O e corrente de 25 A por 150 s). As medições de TR foram feitas nos pontos pré-determinados, antes e após a soldagem. Utilizou-se um difratômetro de Raio X portátil do fabricante TEC, modelo 4000, que utiliza a técnica de  $\sin^2\psi$ . As medições foram feitas para o plano de índice 211, em quatro ângulos  $\psi$  [0; 10; 20; 30] utilizando radiação Cr, K $\alpha$  ( $\lambda = 2.29 \text{ \AA}$ ), tensão de 25 kV, corrente de 0,3 mA, colimador de 2 mm de diâmetro. Destaca-se que como há uma varredura de ângulo de emissão e recepção do Raio X, os resultados de TR oferecidos pelo equipamento são uma média e desvio padrão.

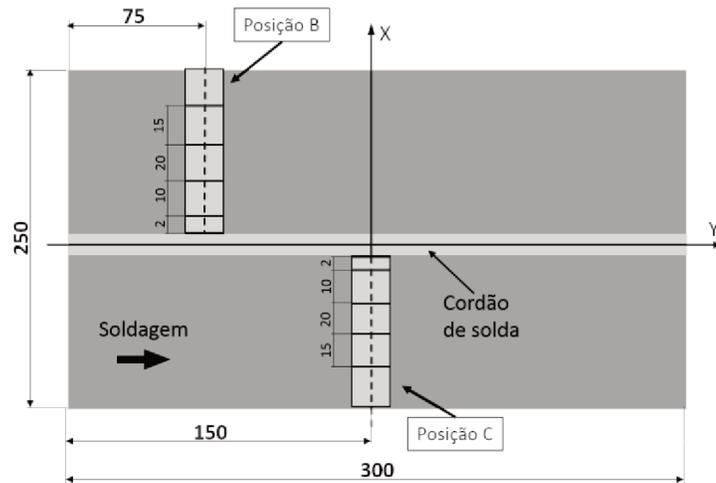


Figura 5.1 - Pontos de medição (4) das TR, perpendicularmente ao cordão de solda, realizadas em 2 posições (B = próximo da borda à esquerda; C = no centro da chapa)

É importante destacar que após remoção todos os resultados de TR são corrigidos, usando-se a Eq. 1, de Moore e Evans (1958). Essa equação é adequada para fazer correções devido à relaxação em amostras planas de pequena espessura.

$$\sigma = \sigma_m + \left( -4\sigma_m \cdot (H) \cdot \frac{\Delta Z}{H} \right) \quad (5.1)$$

onde,  $\Delta z$  é a variação da espessura depois de remoção da camada,  $H$  é a espessura original da chapa de teste,  $\sigma_m$  é a tensão medida e  $\sigma_z$  é a tensão corrigida. Destaque-se ainda que a Eq. 5.1 foi aplicada mesmo sabendo que para pequenas espessuras removidas o valor corrigido é pouco diferente do valor original (a diferença encontrada por Mishchenko et al., 2018, foi menor do que 5 %, enquanto neste trabalho a diferença média não superou 8 %).

Além da correção feita utilizando-se a Eq. 5.1, aplicou-se a correção do valor líquido da TR. Definiu-se “valor líquido de TR” ( $TR_L$ ) como a diferença entre o valor inicial de TR ( $TR_i$ ), medido antes de processo de soldagem, e valor final ( $TR_f$ ), medido depois do processo de soldagem, de medições realizadas nas mesmas posições, como enunciado na Eq. 5.2. Como cada resultado de medição é representado por um valor médio e o desvio padrão (SD), aplicou-se nesta definição a lei de propagação de incertezas (Eq. 5.3), como descrito no trabalho de Ku (1966), para se estimar a incerteza das medições (onde,  $SD_i$  é o desvio padrão da medição feita antes de soldagem e  $SD_f$  é o desvio padrão da medição feita depois de soldagem). Esse procedimento é genérico e pode ser aplicado para qualquer grandeza que seja.

$$TR_L = TR_f - TR_i \quad (5.2)$$

$$SD = \sqrt{SD_i^2 + SD_f^2} \quad (5.3)$$

É importante ressaltar que em regiões muito próximas do cordão de solda (por exemplo, o ponto de medição a 2 mm de distância do chanfro), onde a temperatura alcançada atinge valores acima da temperatura de transformação, não foi aplicado o cálculo de  $TR_L$ ; o valor de TR adotado foi o medido após a soldagem. Isto porque é razoável supor que quando há transformação de fase, as TR pré-existentes se aliviarão, diferentemente das TR em posições que só sofreram aquecimento a temperaturas menores e por pouco tempo (como em regiões mais afastadas).

### 5.5 Amostragem e preparação metalográfica

As duas faixas mais claras da Fig. 5.2 representam segmentos da placa de teste que foram removidos por jato de água com abrasivos. Seções transversais em relação ao eixo X dos segmentos foram retiradas nos pontos B1, B2, C1, C2, C3 e C4 da Figura. Retirou-se também seções longitudinais em relação ao eixo X (transversais em relação ao eixo Y), delimitadas por linhas tracejadas na Figura. Essas seções contêm a Zona Fundida (ZF), a Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e o material de base (MB) não alterado termicamente de cada segmento. A preparação metalográfica de todas as seções transversais consistiu em corte com disco abrasivo, lixamento até #1000 e polimento com óxido de cromo, com acabamento feito com óxido de alumínio de granulação de 1  $\mu\text{m}$ . Aplicou-se ataque com Nital 2 %.

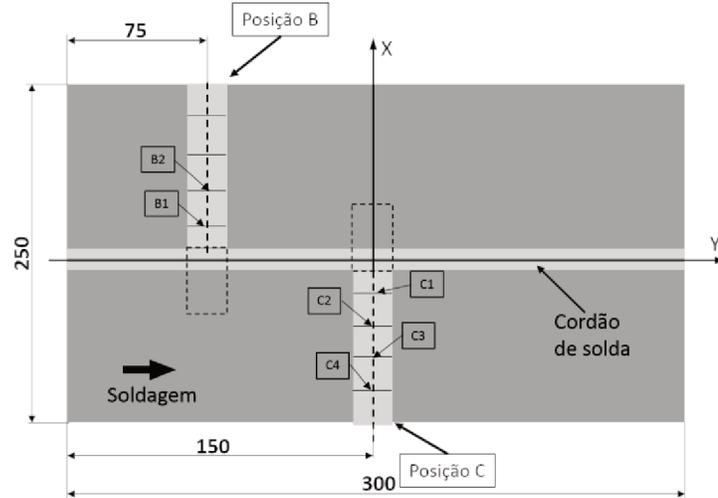


Figura 5.2 - Amostragem para análise metalográfica dos segmentos das chapas de teste, onde B1, B2 e C1, C2, C3, C4 são seções transversais no sentido do eixo X, localizadas a uma distância de 2, 12 mm e 2, 12, 22, 42 e 57 mm, respectivamente, para cada posição B e C, e os retângulos tracejados (BX e CX) a região para remoção de seções longitudinais ao longo do eixo X

## 5.6 Medição da microdureza HV

Perfis de microdurezas foram levantados em seções transversais no sentido do eixo Y e ao longo do eixo X, utilizando-se microdurômetro com carga de 500 g e tempo de retenção do endentador de 15 s. As medições de microdureza das seções transversais ao longo do eixo X foram realizadas nas localizações B1, B2, C1, C2, C3 e C4 dos segmentos. Como visto na Fig. 5.2, essas seções transversais representam as microestruturas de regiões progressivamente afastadas da ZAC e sob superfícies onde se fez a preparação por remoção eletroquímica e se aplicou as medições das TR. As seções que corresponderiam às localizações B3 e B4 não foram usadas por representarem o metal de base, portanto similares às de C3 e C4. Os perfis de dureza foram levantados de acordo com o esquema apresentado na Fig. 5.3, com 12 endentações equidistantes em 0,5 mm, em uma linha vertical através de toda espessura da seção transversal. O resultado é representado por uma média e desvio padrão, calculados a partir dessa amostragem.

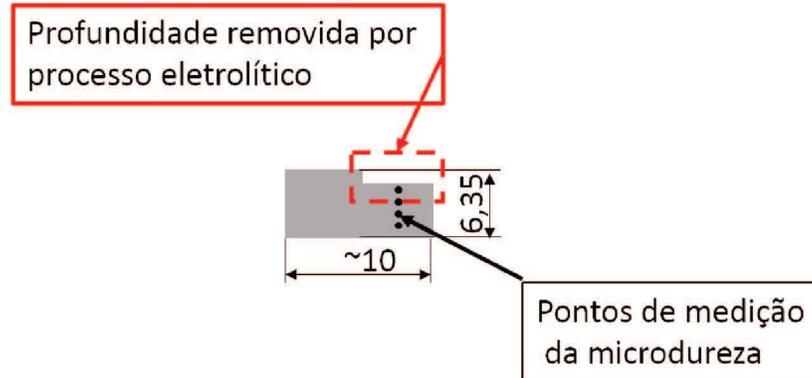


Figura 5.3 - Esquema de medição da microdureza das seções transversais

Também se mediu perfis de microdureza em seções longitudinais ao longo do eixo X (BX e CX), cobrindo a ZF, a ZAC e o MB para cada placa de teste, em amostras tanto do segmento B como do C, como esquematizado por retângulos pontilhados na Fig. 5.2. Os pontos de medição para definir o perfil longitudinal de dureza está apresentado na Fig. 5.4. Nesta Figura, a linha CBD cobre desde o centro do cordão de solda até uma região do MB, que não sofreu alterações metalúrgicas; a linha BD foi posicionada à uma distância de aproximadamente 0,5 mm da superfície da chapa. As medições ao longo da linha CBD foram feitas com passos de 0,25 mm no trecho CB. Já o trecho BD foi fracionado em 3 subtrechos, como também ilustra a Fig. 5.5. No subtrecho I, potencialmente a ZAC grosseira, o passo de medição foi de 0,1 mm. No subtrecho II, representando potencialmente a zona de refino do grão da ZAC, o passo de medição foi de 0,25 mm. Finalmente, no subtrecho III, representando potencialmente o MB, o passo de medição foi também de 0,25 mm.

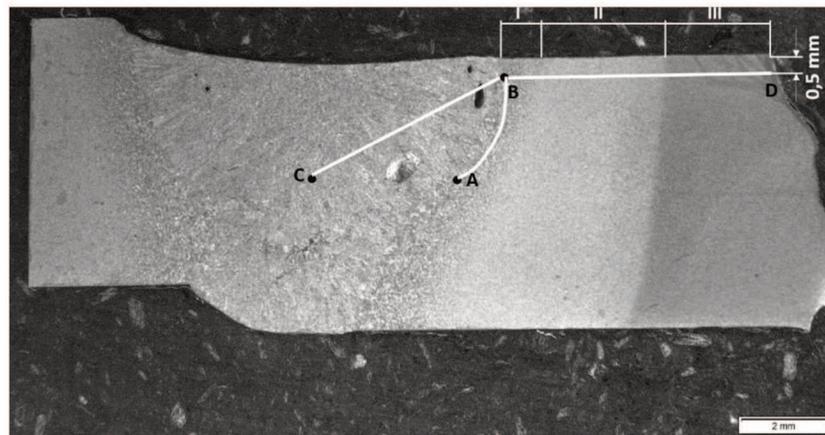


Figura 5.4 - Esquema de medição de microdureza em seções transversais no sentido longitudinal

de cada amostra

## 5.7 Resultados

### 5.7.1 Caracterização macrográfica

Durante a preparação para análise de microdureza e caracterização microestrutural, detectou-se que o cordão de solda nas seções analisadas apresentava falta de fusão em pelo menos uma das laterais da junta, como destaca a Figura 5.5. Esta falta de fusão era mais pronunciada na região central da chapa com 64° de abertura de chanfro (Posição C da Fig. 5.2), chegando a destacar o cordão de solda do metal de base. Observou-se falta de fusão menos pronunciada nas amostras retiradas da região mais próxima ao começo do cordão de solda da mesma chapa (Posição B), porém a mesma se destacou também durante o processo de corte e embutimento da amostra para preparação metalográfica. As chapas de teste com 44° de abertura também apresentaram a mesma descontinuidade, porém na parte superior da junta houve fusão com metal de base, como enfatiza a Fig. 5.5.

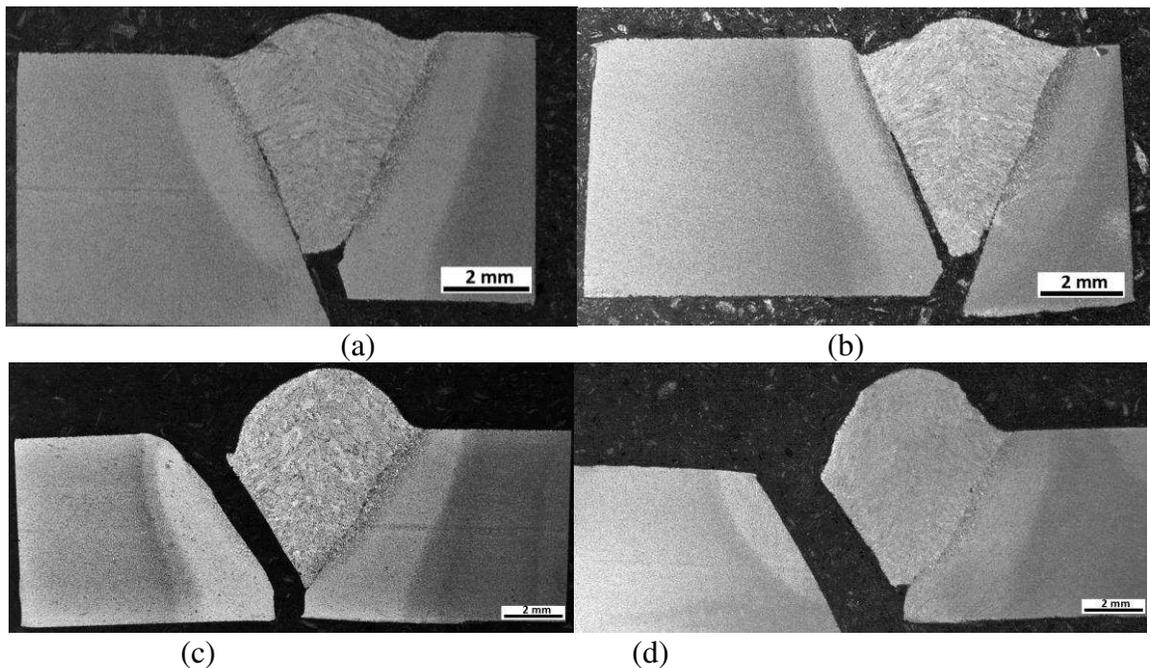


Figura 5.5 – Macrografias das seções transversais das placas de teste soldadas: (a) retirado da posição B, chapa de 44°/1,1 kJ/mm; (b) retirado da posição C, chapa 44°/1,1 kJ/mm; (c) retirado da posição B, chapa de 64°/1,55 kJ/mm; e (d) retirado da posição C, chapa de 64°/1,5 kJ/mm (o

cordão de solda da seção representada em (c) se destacou do metal de base durante os manuseios de preparação metalográfica)

Ponderou-se o quanto o fato das amostras terem apresentado a descontinuidade apontada influenciaria o objetivo do estudo (influência de energia de soldagem sobre a geração de TR). Entretanto, por não se conhecer o grau desta influência, a análise continuou, privilegiando sempre na caracterização micrográfica e medição de dureza a face em que não houve falta de fusão.

#### *5.7.2 Microestrutura e microdureza das seções transversais com afastamento progressivo da aresta do cordão*

Na Fig. 5.6 estão apresentados os valores médios de microdurezas das seções transversais dos segmentos posicionados próximos à borda (B) ou no centro da chapa de teste (C), lembrando-se de que B1/C1 e B2/C2 são as seções transversais em relação ao eixo X localizadas, respectivamente, a uma distância de 2 e 12 mm da aresta do cordão. Os resultados de medição são representados por valores medidos no lado do cordão de solda onde não se observou a falta de fusão. Teoricamente o lado onde não houve a falta de fusão representaria um cordão de solda sem imperfeição. Observa-se nesta Figura que nas localizações mais próximas do cordão (B1), há uma tendência da dureza ser maior para o cordão com maior ângulo de abertura ( $64^\circ$ ), mas esta tendência se inverte na posição C1. Como se observou a falta de fusão mais pronunciada nessa seção, o ciclo térmico pode não ter provocado alterações de dureza perceptíveis; o aquecimento insuficiente da ZAC da amostra retirada da posição C da chapa de teste com ângulo de  $64^\circ$ . Porém, pode-se dizer não haver diferença em microdureza nas seções de mesma distância das arestas dos cordões, sejam localizadas na borda ou no centro da chapa de teste, ou seja, (B1/C1) e (B2/C2), levando em conta os valores de desvios padrão das medições. Nota-se ainda que a partir da seção transversal (seja B2 ou C2, para os dois tipos de chanfro) o valor de dureza se estabiliza em torno de aproximadamente 275 HV, que é o valor da dureza do aço em questão nas condições de fornecimento.

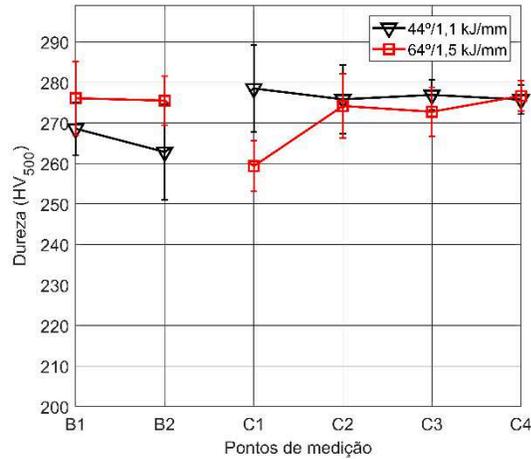
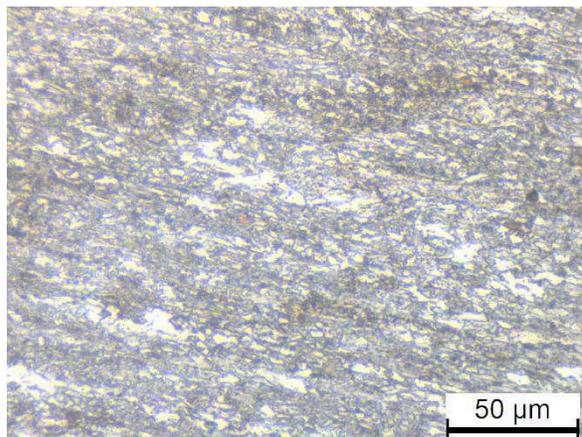
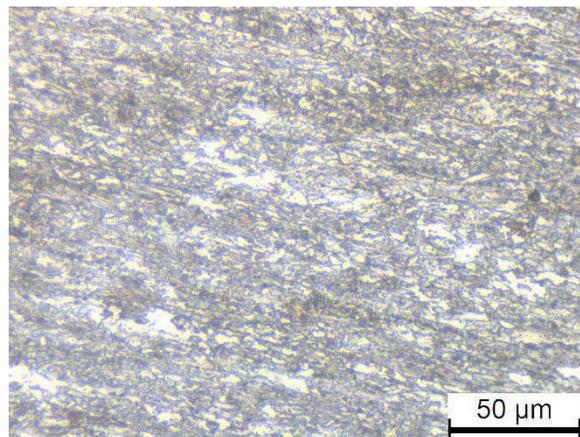


Figura 5.6 - Microdurezas HV<sub>500g</sub> de seções transversais das chapas de teste em função da distância da aresta do cordão (B1/C1 = 2 mm, B2/C2 = 12 mm, C3 = 42 mm e C4 = 57 mm)

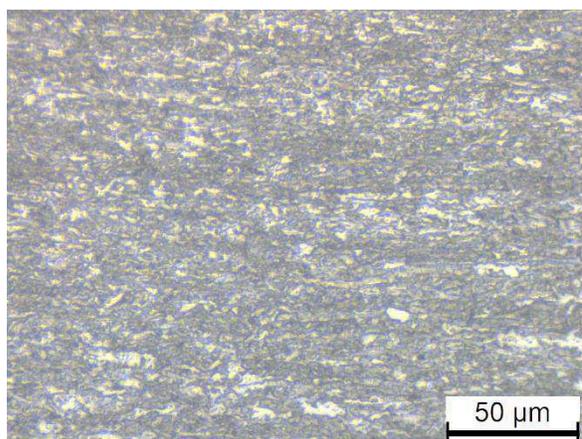
Na Fig. 5.7 estão apresentadas as imagens de microestrutura obtidas nos pontos de medição indicados na Fig. 5.2. As localizações estão codificadas usando-se o tamanho do chanfro (44° ou 64°), a posição (B ou C) e um número indicando a sua ordem, começando pela posição mais próxima da aresta do cordão de solda. Por exemplo, a imagem codificada como 44-B1 significa chapa com chanfro de 44°, primeira localização a partir da aresta do cordão de solda, posição B. As imagens mostradas na Fig. 5.7 confirmam que não há grandes diferenças de microestruturas em posições de mesmo afastamento para os dois tipos de chanfro.



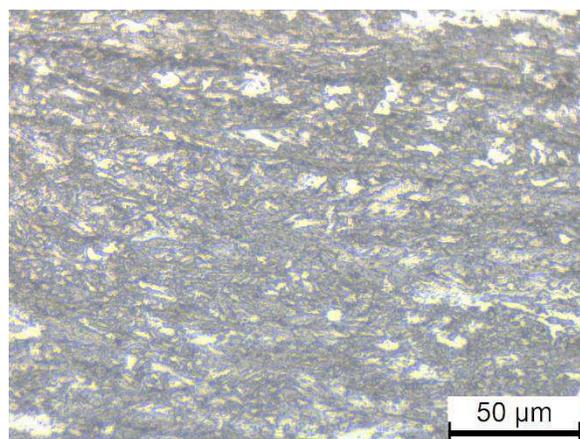
44°/1,1 kJ/mm-B1 (268±7 HV)



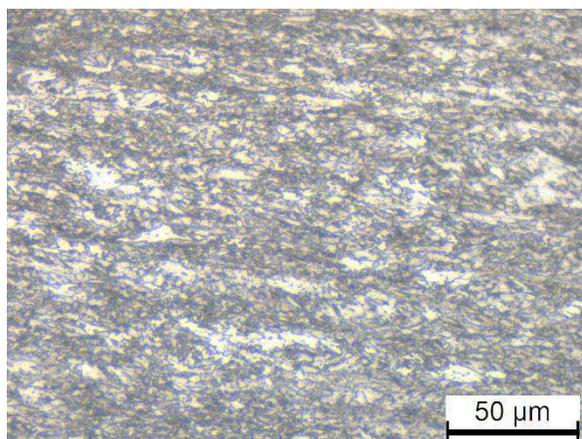
64°/1,5 kJ/mm-B1 (276±9 HV)



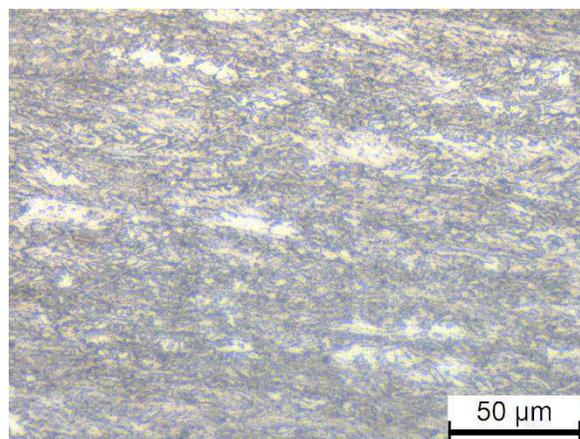
44°/1,1 kJ/mm-C1 (279±11 HV)



64°/1,5 kJ/mm-C1 (259±6 HV)



44°/1,1 kJ/mm-B2 (263±12 HV)



64°/1,5 kJ/mm-B2 (276±2 HV)

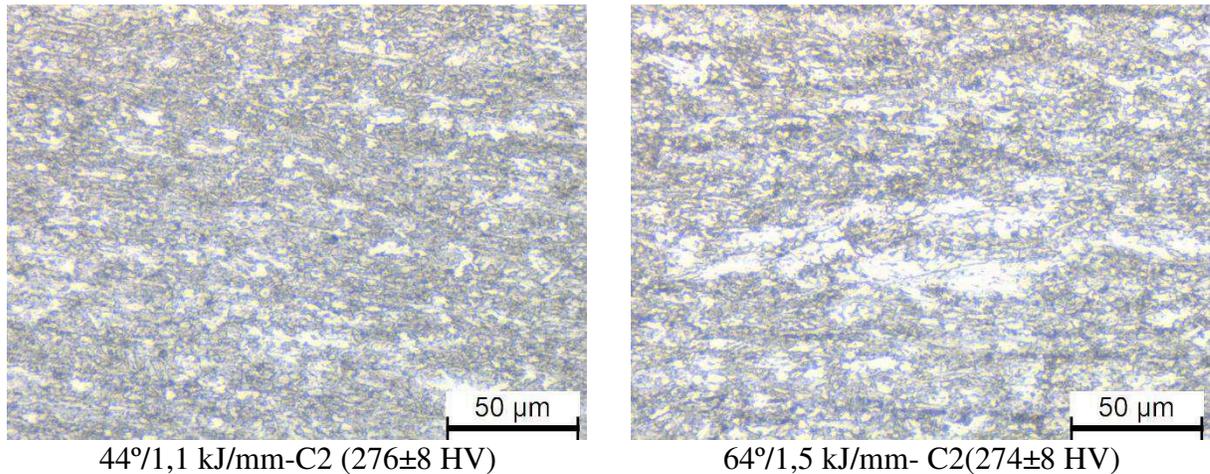


Figura 5.7 - Análise microestrutural das amostras retiradas de seções transversais em relação ao eixo X (perpendicular ao cordão de solda) em diferentes posições (B e C) e distâncias das arestas dos cordões (2 e 12 mm)

### 5.7.3 Microestrutura e microdureza das seções no sentido longitudinal da amostra

Na Fig. 5.8 estão apresentados os perfis de microdureza ao longo da linha BD da Fig. 5.2, que abrangeria as ZAC grosseira e mais fina e o metal de base. Analisando os dados da Fig. 5.8, de maneira geral, não há uma grande variação de dureza ao longo dos sub-trechos varridos entre os ângulos/energias, com valores bem próximos ao valor médio da dureza do metal de base. Para este tipo e composição de aço, as regiões afetadas pelo calor não tiveram alteradas as durezas em relação ao aço em si. O pico de dureza observado no sub-trecho I pode estar relacionado com fenômenos relativos à ZAC e uma maior dureza para a condição 44°/1,1 kJ/mm de deve à mais elevada taxa de resfriamento devido à baixa energia de soldagem.

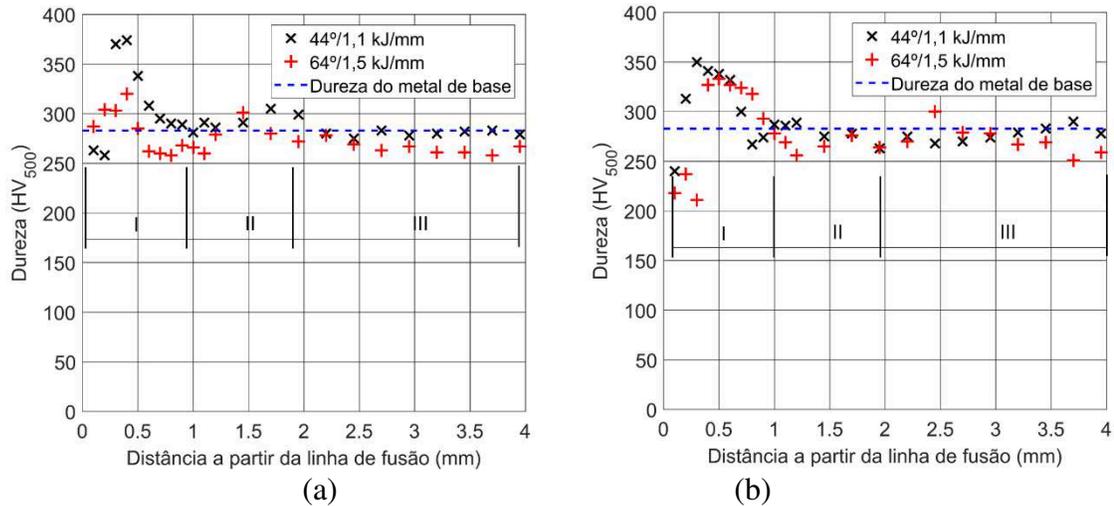


Figura 5.8 - Perfil de microdureza ao longo da linha BD da Fig. 5.5, onde números I, II e III indicam os sub-trechos destacados na Fig. 3.5, (o valor de dureza do metal de base foi fornecido pelo fabricante): (a) seção transversal do cordão de solda retirada da seção na posição B; e (b) seção transversal do cordão de solda retirada da seção na posição C

Complementando, na Tab. 5.2 estão apresentados os valores médios e desvios padrão da microdureza calculados a partir das medições feitas ao longo das linhas AB (ZAC com grãos grosseiros) e CB (metal de solda) da Fig. 5.2. Observa-se que também não há diferenças significativas da dureza nestas regiões entre os cordões com chanfro de 44°/1,1 kJ/mm e 64°/1,5 kJ/mm. Percebe-se que o valor de dureza na ZF é muito mais baixo em relação às outras regiões do cordão de solda. Fato facilmente justificável do ponto de vista metalúrgico, já que de acordo com a Fig. 5.5 quase não houve diluição.

Tabela 5.2 - Microdureza HV<sub>500</sub> medida ao longo das linhas AB e BC da seção transversal dos cordões de solda

Cordão de solda	Dureza ao longo da linha AB	Dureza ao longo da linha CB
44°/1,1 kJ/mm posição B	345±7	253±11
64°/1,5 kJ/mm posição B	330±19	223±6
44°/1,1 kJ/mm posição C	348±11	246±2
64°/1,5 kJ/mm posição C	338±11	236±5

As imagens típicas de microestruturas obtidas nas seções transversais do sentido longitudinal da solda (amostra perpendicular ao cordão de solda), isto é, ZF, ZAC (regiões grosseira e de refino de grão) e metal de base estão apresentadas nas Figuras 5.9 e 5.10, respectivamente. Ao se analisar a Fig. 5.9 (a) e (b), onde estão apresentadas as microestruturas do cordão de solda (ZF) do chanfro de 44°, porém retirados de pontos diferentes, pode-se observar a similaridade da

microestrutura. Mesma tendência se observa no caso das imagens na Fig. 5.9 (c) e (d), onde estão apresentadas as microestruturas do cordão de solda com chanfro de 64°. Mesmo ao se comparar as imagens (a) com (d) e (b) com (c), mesmo em posições de medição equivalentes, não evidenciaram grandes diferenças nas microestruturas. Deve-se destacar que, visto o tipo de aço e composição química dele, uma simples análise por microscopia óptica (MO) não revela a plenitude microestrutural, requisitando uma análise com equipamentos mais sofisticados para notar as diferenças (fora do escopo desse trabalho). A similaridade de microestrutura obtida por MO pode ser justificada pelo fato de que devido ao baixo grau de diluição a ZF é composta basicamente por metal de adição da classe ER70S-6.

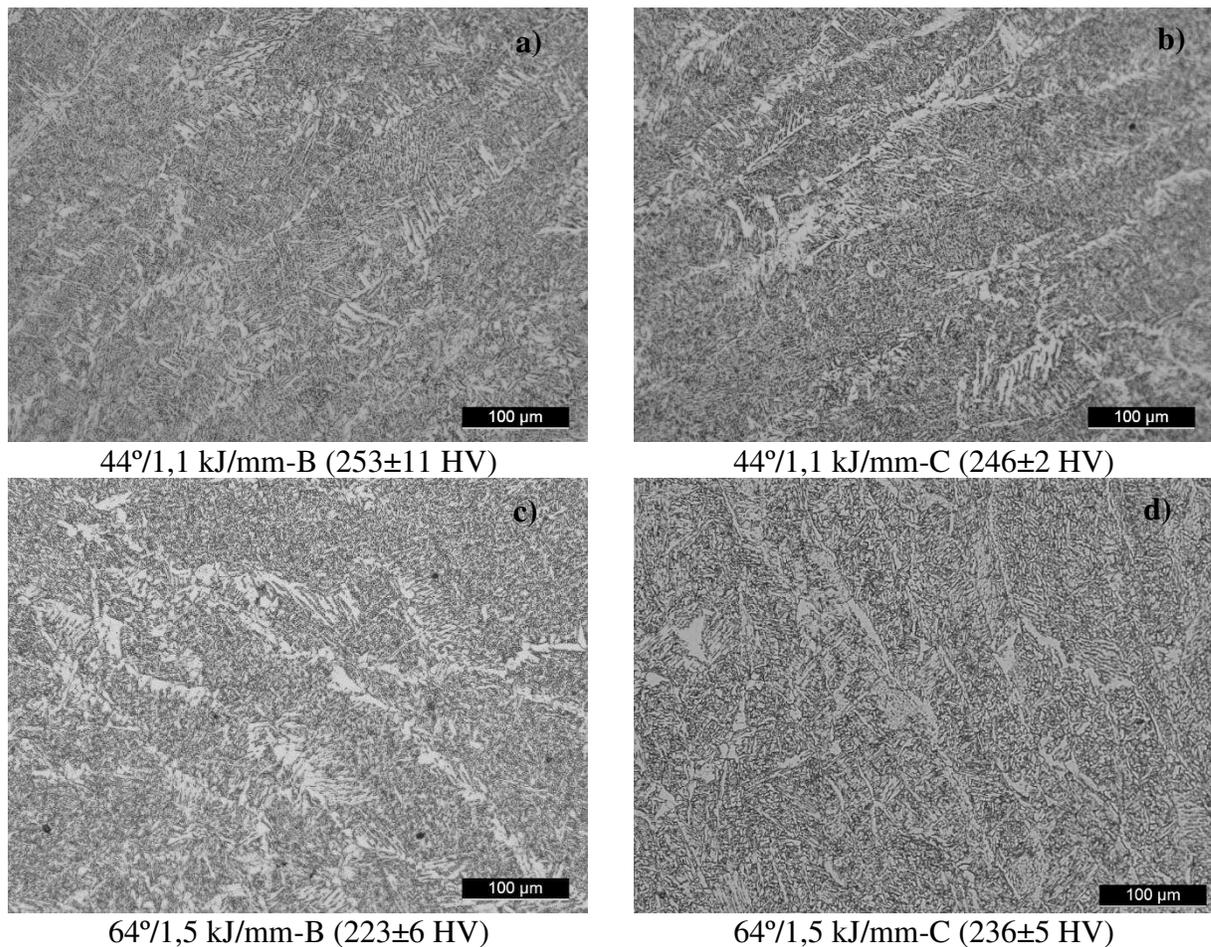


Figura 5.9 - Imagens micrograficas da região da ZF dos cordões de solda

É interessante apontar que nos casos do cordão de solda tipo 44°/1,1 kJ/mm a região da ZAC ficou tão pequena que com aumento utilizado foi impossível de tirar imagens sem aparecer uma parte da ZF ou da região de refino de grão. Além disso, os resultados de medição da microdureza

apresentados na Fig. 5.8 mostram que nesta região da ZAC (distância entre 0 e 1,5 mm) a dureza permanece praticamente constante, assumindo um valor médio em torno de 340 HV, independentemente do cordão de solda.

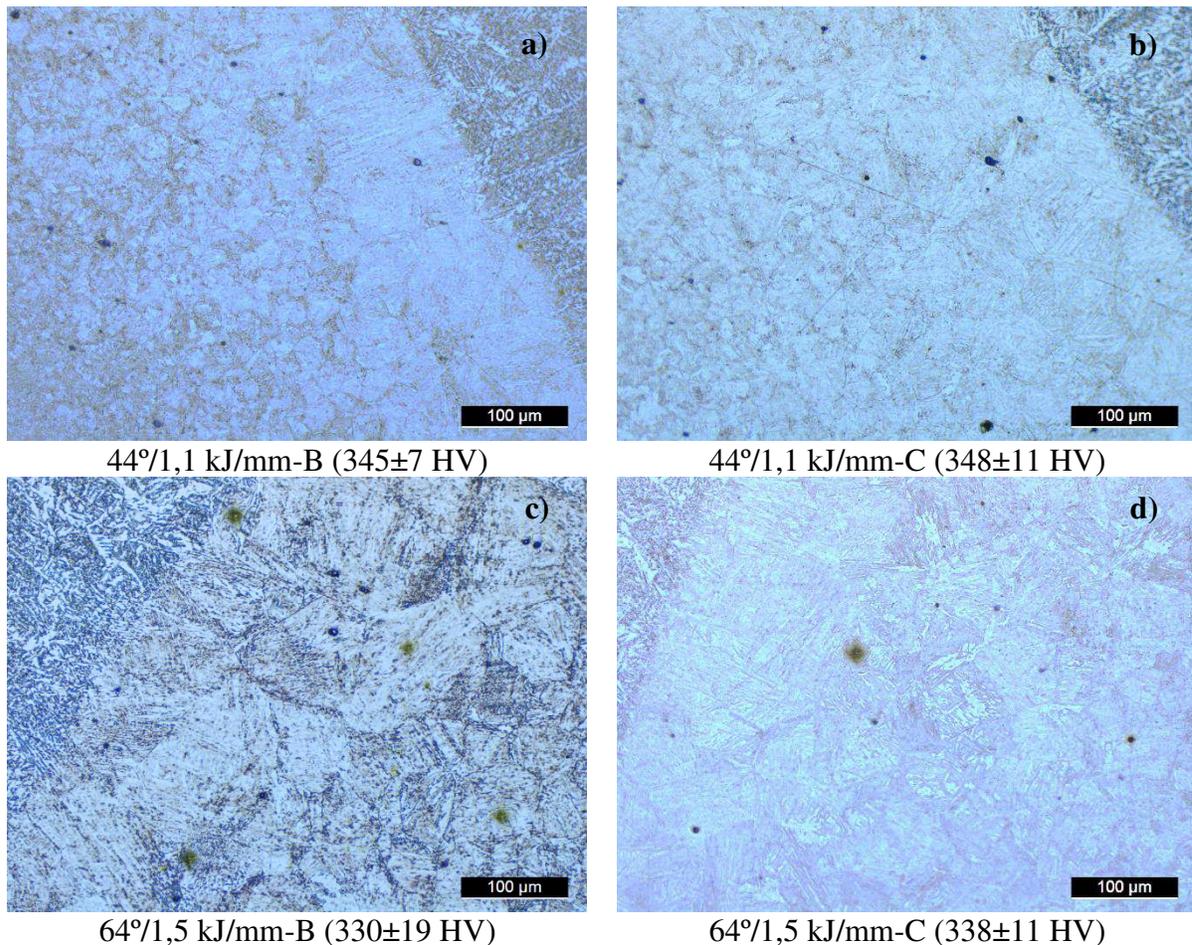


Figura 5.10 - Imagens micrograficas da região da ZAC dos cordões de solda (conforme esquematizado na Fig. 5.3)

Devido à sua pequena extensão, foi difícil de capturar imagens onde aparece somente zona de refino de grãos. As microestruturas desta região da ZAC assim como as do metal de base também não apresentam grandes variações. Os resultados de medição da microdureza apresentados na Fig. 5.8 (regiões II e III delimitam zona de refino de grão e metal de base, respectivamente) fortalecem o fato de que não houve mudanças microestruturais dentro de cada região da seção transversal, independentemente do cordão de solda.

Até este momento, pode-se dizer que o efeito do parâmetro secundário energia de soldagem neste experimento poderia estar agindo somente sobre o parâmetro primário volume do cordão em

termos de geração de TR.

Neste contexto, da Fig. 5.11(b) se apresentam as áreas medidas das somatórias da ZAC e ZF dos mesmos cordões. A diferença entre as áreas da ZF era esperada, já que o chanfro de 64° tem maior volume a ser preenchido por metal de adição. Também são diferentes os valores da área total da ZAC+ZF para as duas juntas. Esta ocorrência pode ser explicada baseado no fato de que a energia de soldagem foi maior para a condição 64°/1,5 kJ/mm.

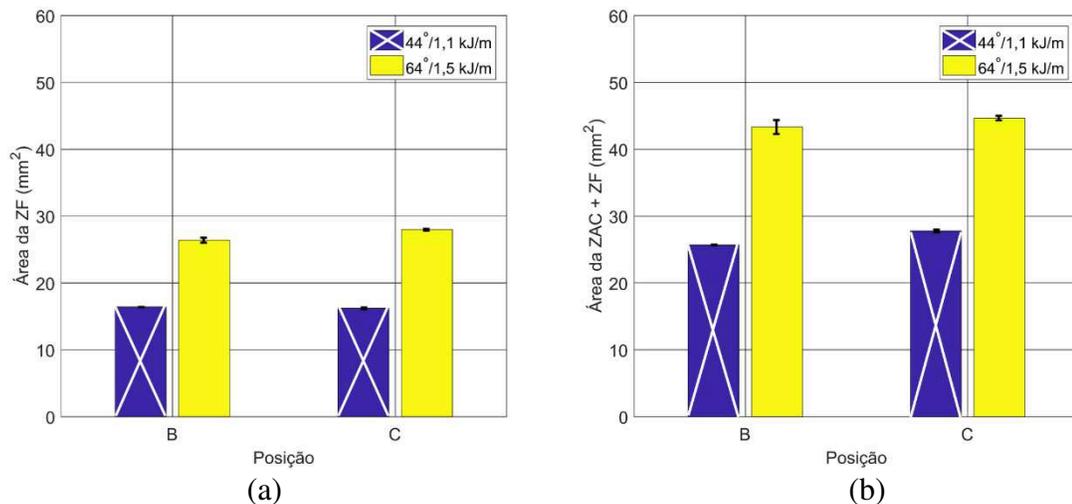


Figura 5.12 - Valores médios das áreas de ZF (a) e áreas acumuladas da ZAC e ZF (b), nas posições próximas às bordas (B) e no centro do cordão (C) (ver Fig. 5.2)

#### 5.7.4 Tensões residuais

De uma forma geral, analisando na Fig. 5.12 o perfil de distribuição de TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ), pode-se dizer que eles se aproximam ao que se encontra na literatura (por exemplo, em Pu et al., 2017). Ou seja, o perfil de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) adquire valores trativos próximo ao cordão de solda, passando, progressivamente, para compressivo na região adjacente, neutralizando-se em regiões afastadas. Entretanto, observa-se que no caso da chapa de teste de 64°/1,5 kJ/m de abertura de chanfro/energia a TR próxima da ZAC é menor, tanto na posição B como na C, resultado não esperado, a não ser pela menor dureza. Porém, os valores mais altos de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) para chapas com menor ângulo podem ser explicados por meio da análise qualitativa das macrografias apresentadas na Fig. 5.6. Percebe que no caso do cordão de solda com 44°/1,1 kJ/mm de abertura/energia a falta de fusão ocupa aproximadamente 30 a 40 % da espessura da chapa de lado esquerdo, enquanto a junta com 64°/1,5 kJ/m de abertura ocupa quase que 100 % da espessura da

chapa de teste. Acredita-se que a relaxação das TR pela maior área de falta de fusão justificaria o menor valor da TR para a soldagem 64°/1,5 kJ/m.

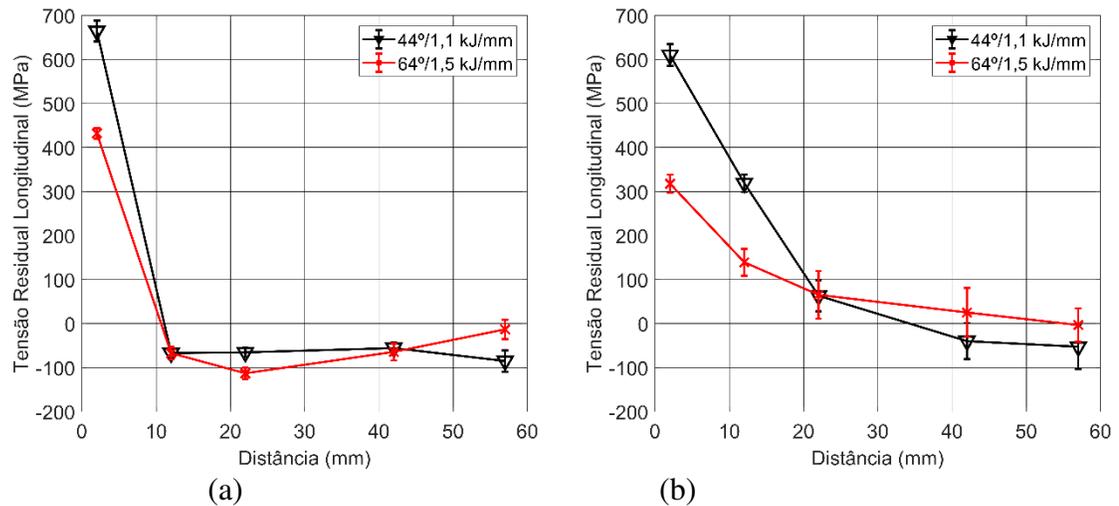


Figura 5.12 - Distribuição de TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) medidos em posição B (a) e posição C (b) (ver Fig. 5.2)

Já do comportamento dos valores teóricos de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) se esperava ser trativo a partir da região próxima ao cordão de solda, reduzindo-se progressivamente até se anular a medida que se afasta. Entretanto, observa-se que na Fig. 5.13 (a) e (b) uma TR compressiva próxima ao cordão de solda. É de se ressaltar que Alipooramirabad et al. (2015), estudando TR por Difração de Nêutrons em soldagem multipasse de aço tipo X70, também encontraram TR compressivas e de forma não uniforme em medições de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) em várias profundidades (sem explicar as causas), sendo que as TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) seguiam o perfil esperado. Comportamento flutuante de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) também foi observado por Wang et al. (2017), onde os autores estudaram experimentalmente e numericamente a distribuição de TR induzidas pelo processo de soldagem de chapas de aço de baixa liga e alta resistência.

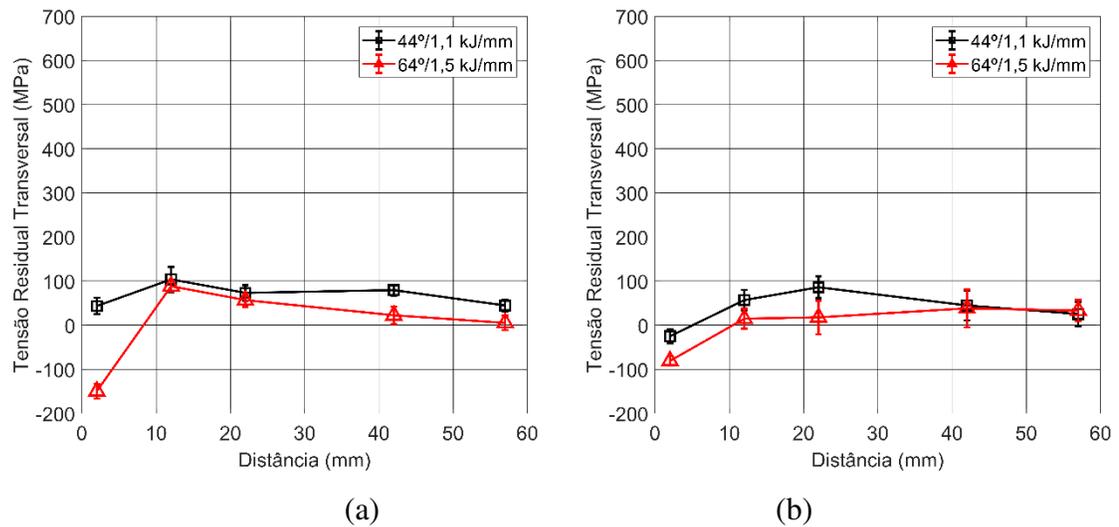


Figura 5.134 - Distribuição de TR transversais medidos em posição B (a) e posição C (b)

Entretanto, uma potencial relaxação das TR gerada na posição B e C da Fig. 5.13 pode ser justificada pela falta de restrição ao esforço transversal devido à descontinuidade detectada, o que fundamentaria o resultado não esperado da Fig. 5.13(b). Na posição B da Fig. 5.2, cuja TR transversal ( $\sigma_{x-x}$ ) é retratada pela Fig. 5.13(a), observou-se que a falta de fusão foi praticamente em toda aresta da junta, permanecendo apenas alguns pontos ligados ao metal de base. Além disto, a tensão compressiva observada a 2 mm de distância da aresta do chanfro na Fig. 5.13(b) pode ser devido ao efeito de transformação metalúrgica, uma vez que o efeito volumétrico estaria prejudicado pela falta de restrição (ver descrição desses efeitos em Mishchenko e Scotti, 2018).

Poder-se-ia questionar a razão para a TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) também não ter sofrido a mesma falta de restrição que a TR transversal ( $\sigma_{x-x}$ ) na posição C da Fig. 5.2. Por um lado, pode-se considerar que longitudinalmente havia restrição, pois nem todo o comprimento do cordão apresentava falta de fusão em toda espessura da aresta. Um fato para corroborar este raciocínio seria que os valores de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) medidos na posição C a 2 mm do cordão de solda ficaram menores (Fig. 5.12(b) em comparação com os obtidos na posição B (Fig. 5.12(a))).

## 5.8 Conclusões parciais

Embora avaliar o efeito da falta de fusão sobre distribuição das TR usando-se soldagem pelo processo MIG/MAG de um aço BLAR da classe 700 MPa não tenha sido o objetivo almejado, pode-se tirar algumas conclusões importantes, como:

- a falta de fusão parcial nas laterais da junta com preparação em V provoca uma relaxação acentuada das TR alterando também o perfil teórico esperado de distribuição das TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ );
- a falta de fusão parcial nas laterais da junta não altera o perfil teórico esperado de distribuição das TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ), mas também provoca uma relaxação, que, por sua vez, é de menor intensidade quando comparada com a relaxação observada no caso das TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ).

# CAPÍTULO VI

## Influência do Volume do Cordão Sobre a Geração de Tensão Residual

### 6.1 Introdução

No capítulo anterior foi descrito a tentativa de se estudar a influência da energia de soldagem sobre a geração de TR. Como debatido na introdução do referido capítulo, a energia de soldagem é um parâmetro independente, que influencia tanto o volume aquecido como a taxa de resfriamento (parâmetros dependentes de 1ª ordem), estes sim que governariam a TR (parâmetro dependentes de 2ª ordem). O estudo do capítulo anterior foi prejudicado pelo aparecimento de falta de fusão nas laterais dos chanfros. Mas mesmo assim houve evidências de que, apesar da potencial variação na taxa de resfriamento quando se soldou em um maior ângulo da junta e maior energia de soldagem, esta diferença não foi capaz de alterar a microestrutura resultante (do ponto de vista de dureza e aspectos microestruturais por microscopia óptica). Portanto, era de se esperar que o volume aquecido, o outro parâmetro dependente de 1ª ordem, poderia governar a geração de TR nas referidas soldas. Mas, assim, era de se esperar que da condição de maior ângulo da junta/menor energia maiores valores de TR seriam esperados, o que não ocorreu.

Desta forma, neste capítulo se descreve uma outra abordagem para se estudar de forma isolada o efeito do volume aquecido ad solda sobre a geração de TR.

## 6.2 Metodologia

Para se separar o efeito do volume de material aquecido sobre a geração de TR, mas ao mesmo tempo eliminar o efeito metalúrgico, planejou-se fazer soldagens com processo TIG e com adição de arame frio, que tornariam independentes a fonte de calor e o material de adição. Desta forma, poder-se-ia manter a energia e variar o volume do cordão de solda. Ou seja, a utilização do processo TIG com arame frio permite para uma mesma energia de soldagem preencher volumes diferentes de chanfro, por meio da regulagem da velocidade de alimentação do arame frio.

## 6.3 Procedimento experimental, equipamentos e insumos

A soldagem das chapas de teste foi feita pelo processo TIG, com adição de arame frio AWS ER70S-6, de 1,0 mm de diâmetro, protegida com Ar puro. Foi depositado um único passe, usando-se cobrejunta para evitar perfuração da raiz. Os parâmetros de soldagem, que se encontram na Tab. 6.1, resultaram em um valor médio de energia de soldagem instantânea de 3,3 kJ/mm. Maiores detalhes da preparação das placas de testes, por serem idênticos aos descritos na seção 5.3 do Capítulo V não são aqui repetidos. De forma similar, também não se repete neste capítulo os procedimentos para Medição de TR por Difração de Raio X (seção 5.4), para Amostragem e Preparação Metalográfica (seção 5.5) e para Medição da Microdureza HV (seção 5.5). Replica-se neste Capítulo, porém, para facilitar a descrição dos resultados, as Figuras indicativas dos pontos de medição de TR (Fig. 6.1) e de amostragem metalográfica (Fig. 6.2).

Tabela 6.1 - Parâmetros de soldagem regulados e monitorados por uma interface A/D a 5 kHz (valores médios)

Chanfro/Energia	Valores Regulados				Valores Monitorados	
	Veloc. de soldagem (cm/min)	DBCP (mm)	Vazão gás de proteção (l/min)	Velocidade de alimentação (m/min)	Corrente (A)	Tensão (V)
44°/3,3 kJ/mm	8	3	12	2,5	200	22
64°/3,3 kJ/mm				1,2		

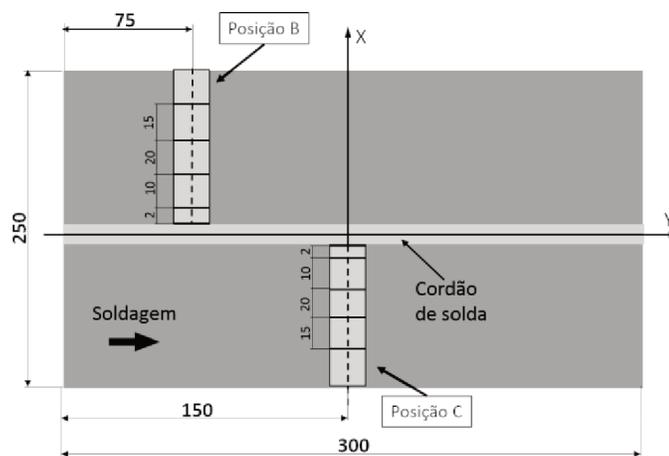


Figura 6.1 - Pontos de medição (4) das TR, perpendicularmente ao cordão de solda, realizadas em 2 posições (B = próxima da borda à esquerda; C = no centro da chapa)

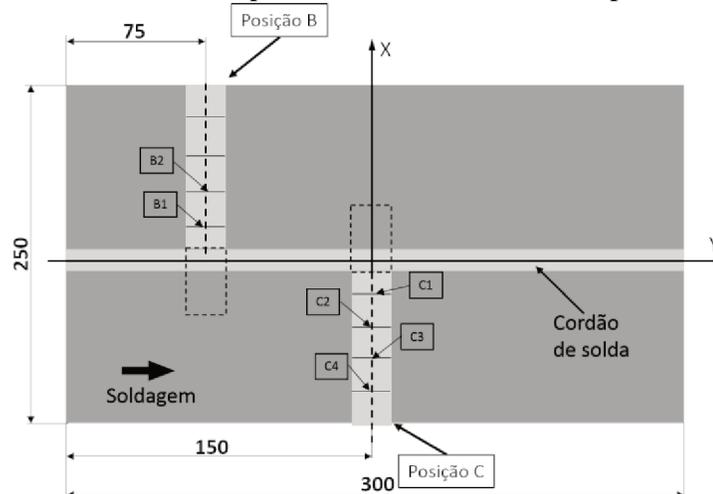


Figura 6.2 - Amostragem para análise metalográfica dos segmentos das chapas de teste, onde B1, B2 e C1, C2, C3, C4 são seções transversais no sentido do eixo Y, localizadas a uma distância de 2, 12 mm e 2, 12, 22, 42 e 57 mm, respectivamente, para cada posição B e C, e os retângulos tracejados a região para remoção de seções transversais ao longo do eixo X

## 6.4 Resultados

### 6.4.1 Perfis de microdureza e caracterização microestrutural

#### 6.4.1.1 Seções transversais com afastamento progressivo da aresta do cordão

Na Figura 6.3 estão apresentadas as microdurezas média das seções transversais dos segmentos posicionados próximo à borda (B) ou no centro da chapa de teste (C), lembrando-se de que B1/C1 e B2/C2 são as seções transversais em relação ao eixo X localizadas, respectivamente, a uma distância de 2 e 12 mm da aresta do cordão. Nas localizações mais próximas do cordão, B1 e C1, há uma tendência da dureza ser maior para o cordão com maior ângulo de abertura (64°/3,3 kJ/mm). Porém, pode-se dizer não haver diferença em microdureza nas seções de mesma distância das arestas dos cordões, sejam localizadas na borda ou no centro da chapa de teste, ou seja, (B1 ≈ C1) e (B2 ≈ C2), levando em conta os valores de desvios padrão das medições. Nota-se ainda que a partir da seção transversal 2 (seja B2 ou C2, para os dois tipos de chanfro) o valor de dureza se estabiliza em torno de aproximadamente 275 HV, que é o valor da dureza do aço em questão nas condições de fornecimento.

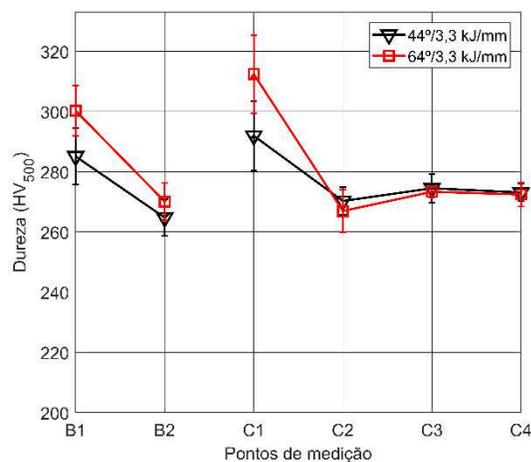
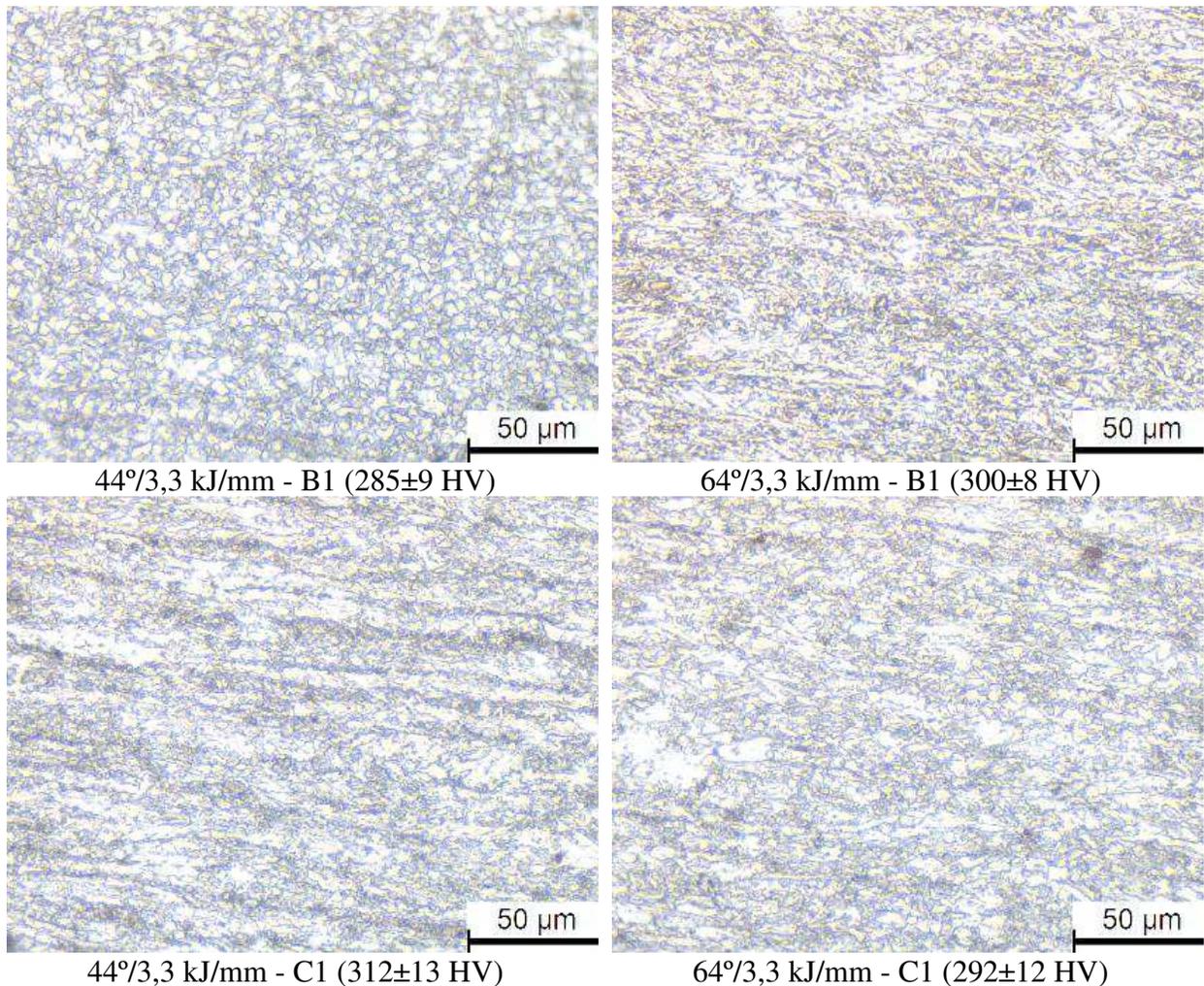


Figura 6.3 - Microdurezas HV<sub>500g</sub> de seções transversais das chapas de teste em função da distância da aresta do cordão (C1/B1 = 2 mm, C2/B2 = 12 mm, C3 = 42 mm e C4 = 57 mm)

Na Figura 6.4 estão apresentadas as imagens de microestrutura obtidas nos pontos de medição indicados na Fig. 6.6. As localizações estão codificadas usando-se o tamanho do chanfro (44°/3,3 kJ/mm ou 64°/3,3 kJ/mm), a posição (B ou C) e um número indicando a sua ordem,

começando pela posição mais próxima da aresta do cordão de solda. Por exemplo, a imagem codificada como 44-B1 significa chapa com chanfro de 44°/3,3 kJ/mm, primeira localização a partir da aresta do cordão de solda, posição B. As imagens mostradas na Fig. 6.4 confirmam que não há grandes diferenças de microestruturas em posições de mesmo afastamento para os dois tipos de chanfro (exceto para a posição 64-B1), sugerindo que mesmo não sendo ainda caracterizado com ZAC grosseira, o maior valor de dureza nas seções mais próximas das arestas indica já haver iniciando as transformações de fase. A diferença entre microestrutura em posição 44-B1 e 64-B1 pode ter ocorrido devido ao corte abrasivo (provavelmente, o local do corte da posição 64-B1 foi um pouco mais próximo do cordão de solda, onde a microestrutura estaria mais alterada pelo ciclo térmico da solda).



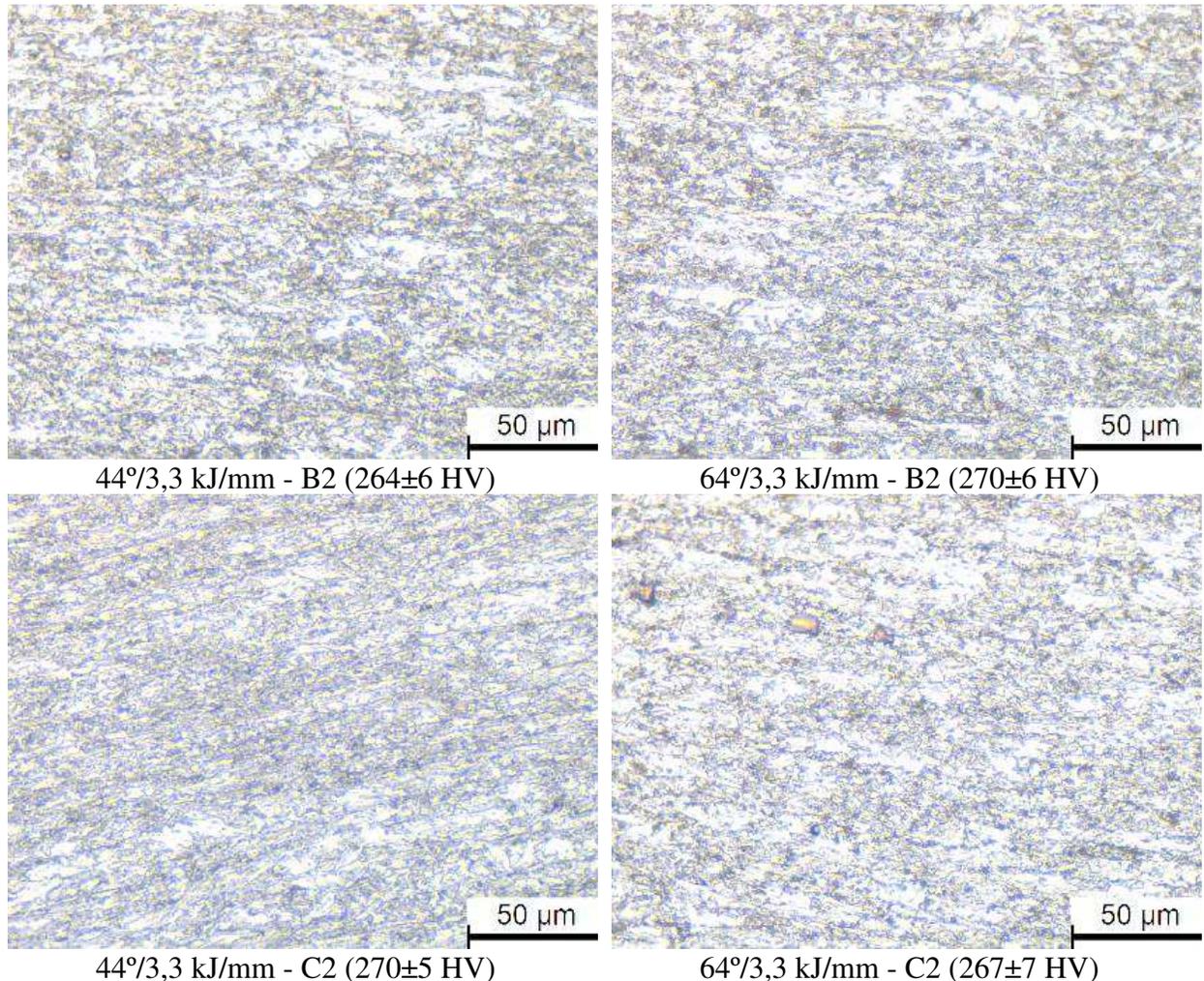


Figura 6.4 - Análise microestrutural das amostras retiradas de seções transversais em relação ao eixo X (perpendicular ao cordão de solda) em diferentes posições (B e C) e distâncias das arestas dos cordões (2 e 12 mm)

#### 6.4.1.2 Seções no sentido longitudinal da amostra

Na Figura 65 estão apresentados os perfis de microdureza ao longo da linha BD da Fig. 6.5, que abrangeria as ZAC grosseira e mais fina e o metal de base. Analisando os dados da Fig. 6.8, observa-se uma tendência da chapa com ângulo e chanfro de 44°/3,3 kJ/mm apresentar maior dureza no sub-trecho I, menor no sub-trecho II e similar no trecho III, quando comparado com a chapa com maior ângulo de abertura (64°/3,3 kJ/mm). Há também uma pequena tendência das durezas serem levemente maiores na posição próxima da borda (B). De qualquer forma, não há uma grande variação de dureza ao longo dos sub-trechos, com valores bem próximos ao valor médio da dureza do metal de base. Para este tipo e composição de aço, as regiões afetadas pelo calor não tiveram alteradas as durezas em relação ao aço em si.

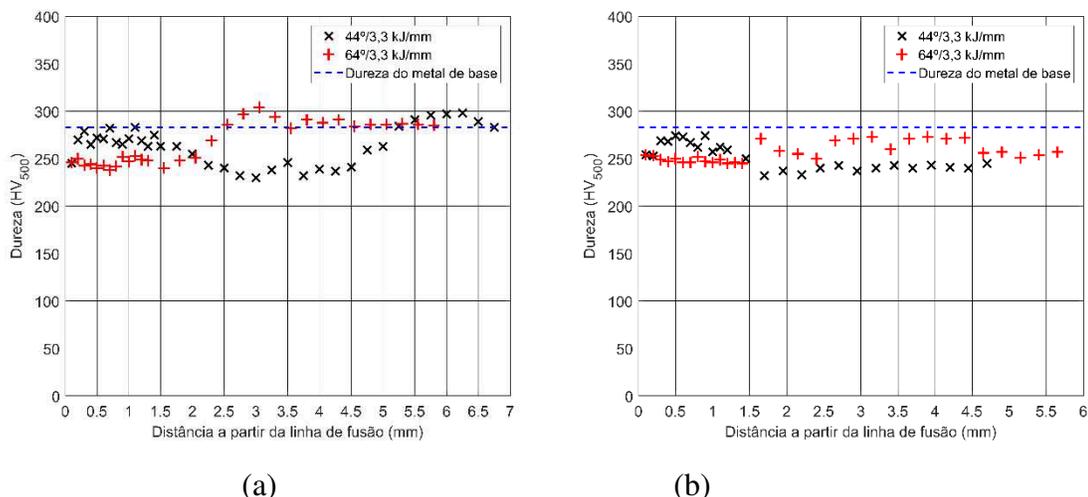


Figura 6.5- Perfil de microdureza ao longo da linha BD, onde números I, II e III indicam os sub-trechos destacados na Fig. 6.5 (o valor de dureza do metal de base foi fornecido pelo fabricante): (a) seção transversal do cordão de solda retirada da seção na posição B; e (b) seção transversal do cordão de solda retirada da seção na posição C

Complementando, na Tab. 6.2 estão apresentados os valores médios e desvios padrão da microdureza calculados a partir das medições feitas ao longo das linhas AB (ZAC com grãos grosseiros) e CB (metal de solda) da Fig. 6.5. Observa-se que também não há diferenças significativas da dureza nestas regiões entre os cordões com chanfro de  $44^\circ/3,3$  kJ/mm e  $64^\circ/3,3$  kJ/mm.

Tabela 6.2 - Microdureza HV500 medida ao longo das linhas AB e BC da seção transversal dos cordões de solda

Cordão de solda	Dureza ao longo da linha AB	Dureza ao longo da linha CB
$44^\circ/3,3$ kJ/mm posição B	$247 \pm 7$	$243 \pm 5$
$64^\circ/3,3$ kJ/mm posição B	$248 \pm 4$	$267 \pm 18$
$44^\circ/3,3$ kJ/mm posição C	$279 \pm 15$	$254 \pm 8$
$64^\circ/3,3$ kJ/mm posição C	$249 \pm 9$	$246 \pm 7$

As imagens típicas de microestruturas obtidas nas seções transversais do sentido longitudinal da solda (amostra perpendicular ao cordão de solda), isto é, ZF, ZAC (regiões grosseira e de refino de grão) e metal de base estão apresentadas nas Figuras 10, 11, 12 e 13, respectivamente. Ao se analisar a Fig. 6.6(a) e (b), onde estão apresentadas as microestruturas do cordão de solda (ZF) do chanfro de  $44^\circ/3,3$  kJ/mm, porém retirados de pontos diferentes, pode-se observar a similaridade da microestrutura. Mesma tendência se observa no caso das imagens na Fig. 6.6(c) e

(d), onde estão apresentadas as microestruturas do cordão de solda com chanfro de  $64^\circ/3,3$  kJ/mm. Mesmo ao se comparar as imagens (a) com (d) e (b) com (c), portanto de pontos de medição equivalentes, não se destaca grandes diferenças nas microestruturas. Os dados de microdureza apresentados na Tabela 6.2 (linha BC) suportam a observação da ausência de variação na microestrutura na ZF, por microscopia óptica, dos diferentes cordões de solda.

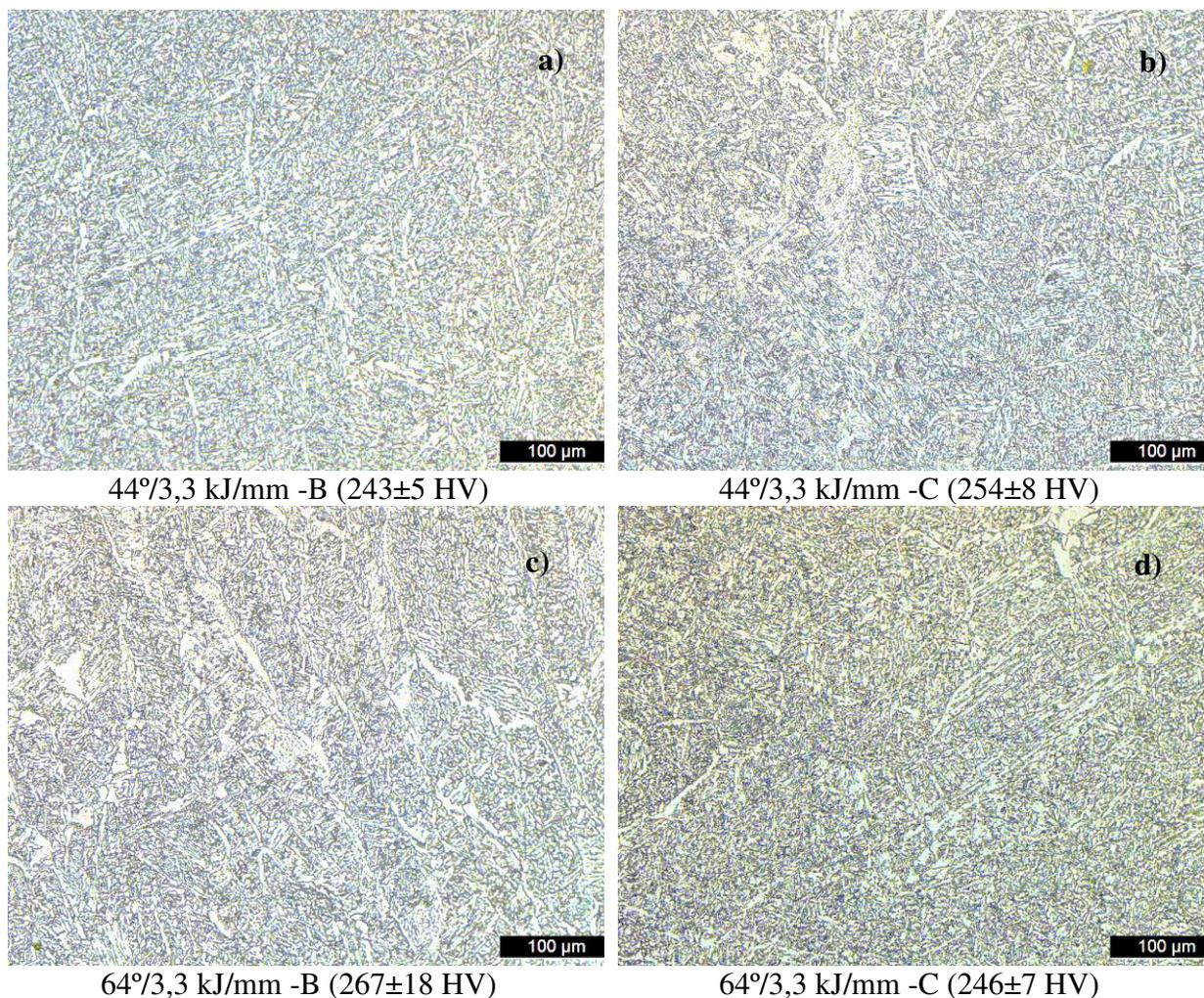


Figura 6.6 - Imagens micrográficas da região da ZF dos cordões de solda (conforme esquematizado na Fig. 6.4)

As microestruturas da ZAC de grãos grosseiros também não apresentaram grandes diferenças entre si, seja comparado entre as imagens do mesmo cordão de solda, mas de pontos de medição diferentes (Fig. 6.10(a) com (b) ou (c) com (d)), ou entre as dos dois cordões de solda com diferentes chanfros ((a) com (d) e (b) com (c)). A diferença visual entre as imagens da Fig. 6.7 se deu não devido as microestruturas diferentes, mas sim devido ao tempo de ataque que em alguns

casos ficou maior. Além disso, os resultados de medição da microdureza apresentados na Fig. 6.5 mostram que nesta região da ZAC (distância entre 0 e 2 mm) a dureza permanece praticamente constante, assumindo um valor médio em torno de 260 HV, independentemente do cordão de solda.

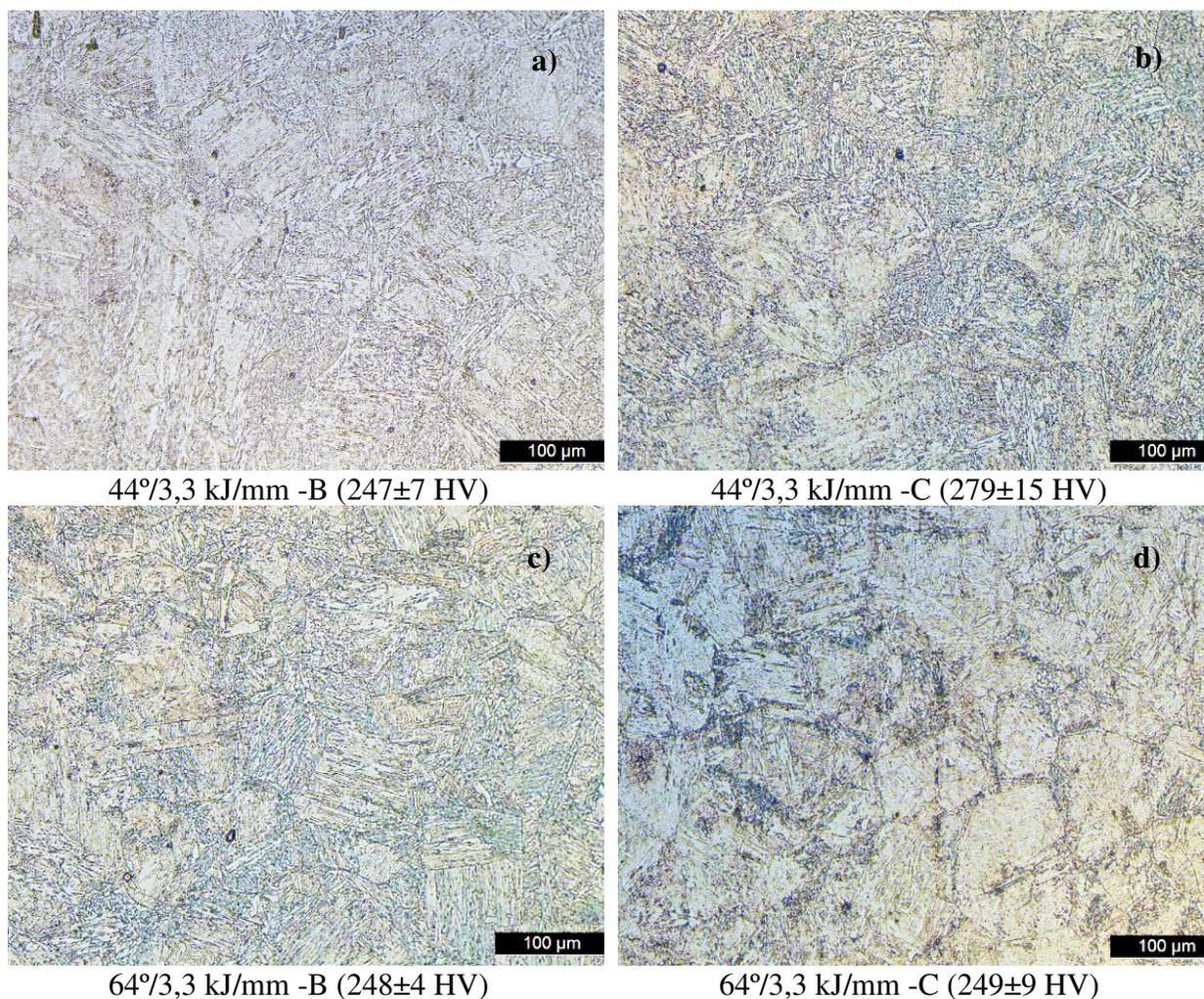


Figura 6.7 - Imagens micrográficas da região da ZAC dos cordões de solda (conforme esquematizado na Fig. 6.3)

As microestruturas das ZAC na região da zona de refino de grãos e do metal de base também não apresentam grandes variações. Os resultados de medição da microdureza apresentados na Fig. 6.5 (regiões II e III delimitam zona de refino de grão e metal de base, respectivamente) fortalecem o fato de que não houve mudanças microestruturais dentro de cada região da seção transversal, independentemente do cordão de solda.

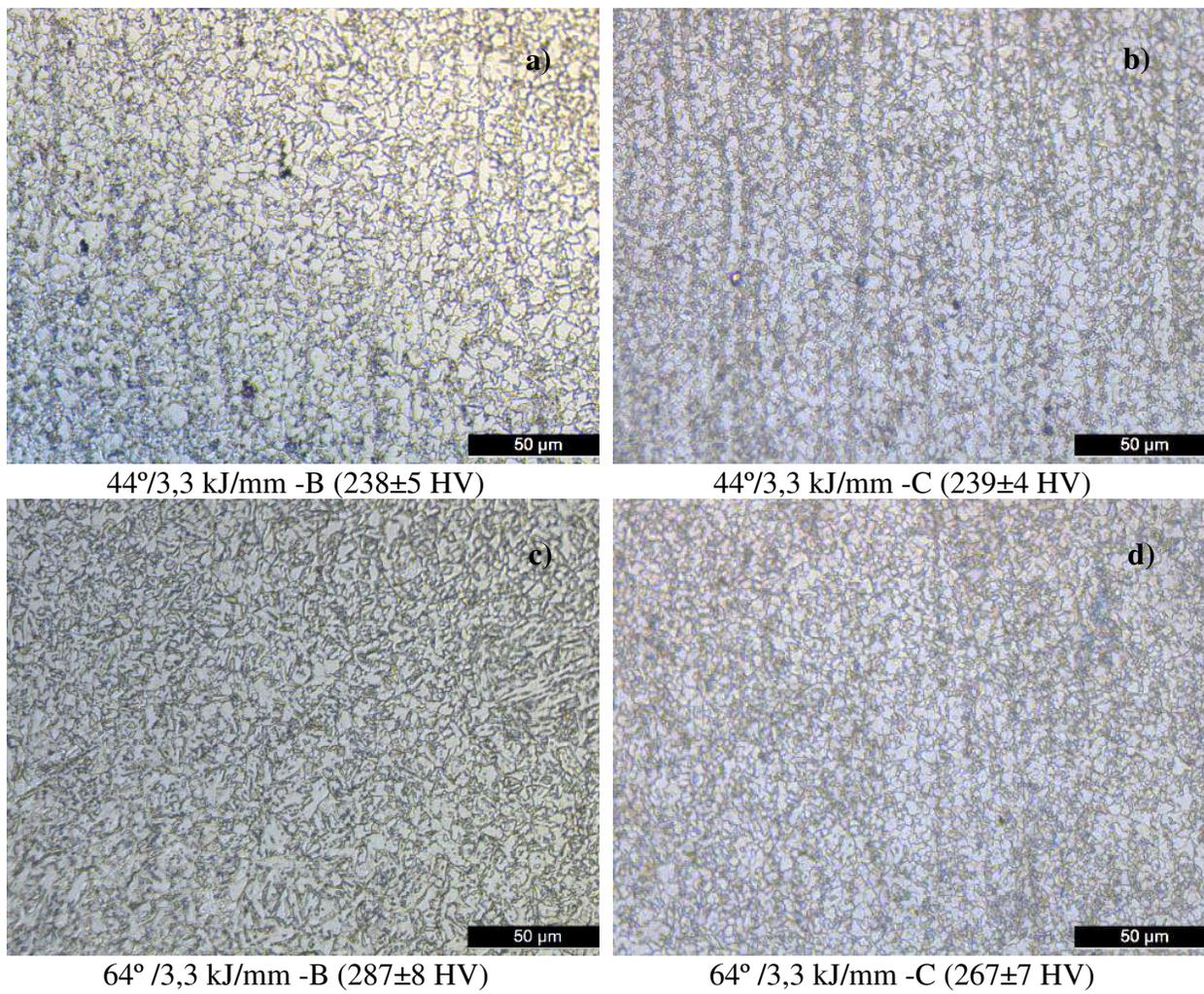


Figura 6.8 - Imagens micrograficas da região da ZAC de refino dos grãos dos cordões de solda (conforme esquematizado na Figura 6.3)

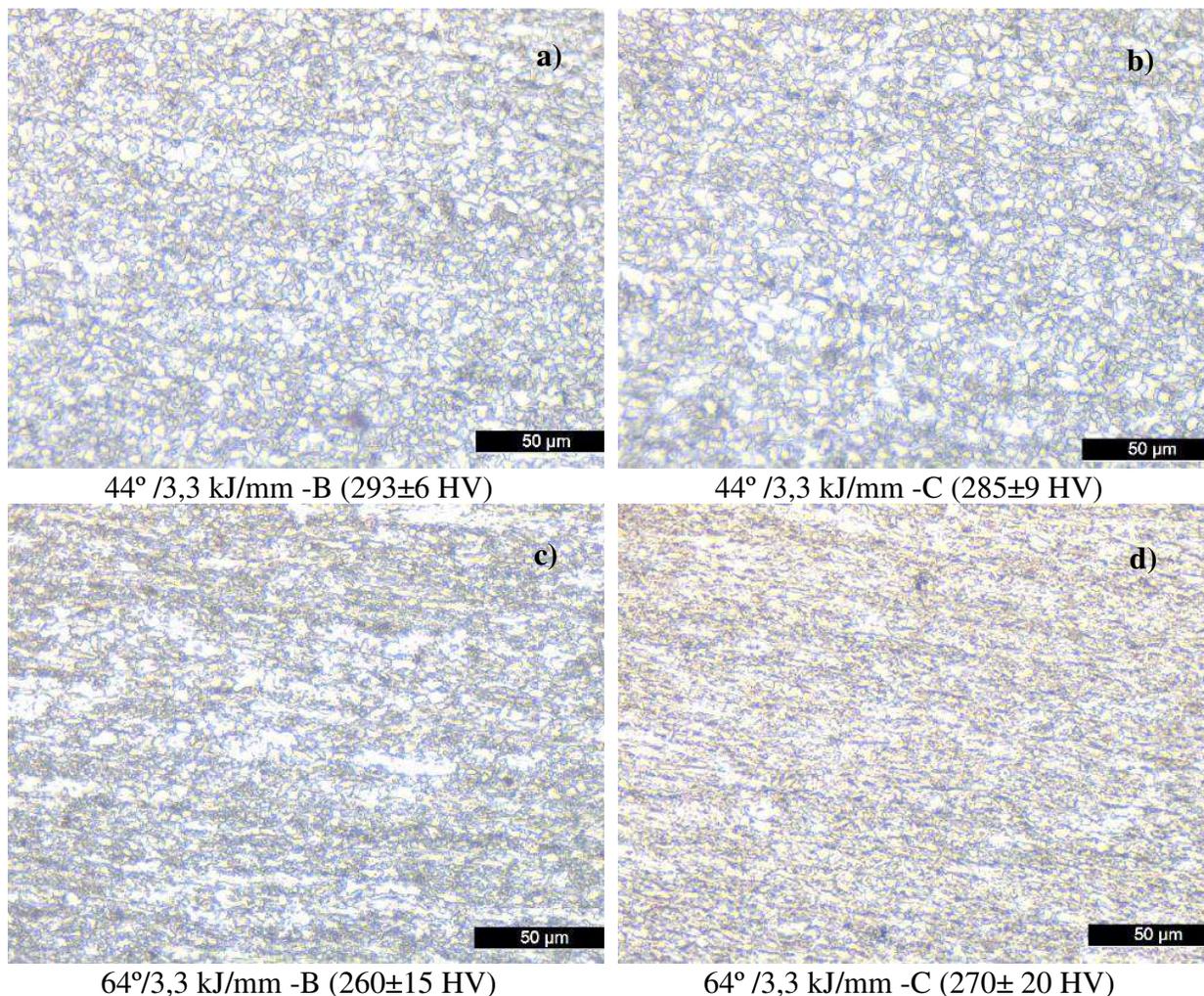


Figura 6.9 - Imagens micrograficas da região do MB dos cordões de solda (conforme esquematizado na Fig. 6.3)

Berger et al. (2014), ao estimar parâmetros ótimos de soldagem GMAW de aço muito similar ao BLAR700 usado neste trabalho, observaram que, semelhantemente ao presente trabalho, as durezas das ZAC têm tendência de cair em relação a dureza do metal de base. Apesar de algumas diferenças entre valores individuais de dureza obtidas por Berger et al. e obtidas no presente trabalho, o perfil de distribuição de dureza é bastante semelhante e as diferenças presentes poderiam ser atribuídas aos diferentes processos de soldagem e valores de energia de soldagem. Também se aproximam bastante aos resultados do presente trabalho os resultados obtidos no trabalhos de Lazic et al. (2012) e Alipooramirabad (2016). Por exemplo, Lazic et al. (2012) estudaram a soldabilidade de um aço BLAR com composição química similar ao aço utilizado no presente trabalho. Depois da análise de um grande número de amostras metalográficas, obtidas a

partir dos cordões de solda feitos com diversos parâmetros de soldagem e diferentes composições químicas dos materiais de adição, esses autores verificaram que todas as amostras metalográficas têm quase o mesmo tipo de microestrutura e aproximadamente os mesmos valores de dureza medidos em diferentes regiões das seções transversais dos cordões de solda. Alipooramirabad (2016), ao avaliar TR causadas pelo processo de soldagem em chapas especiais de aço BLAR obtiveram uma distribuição relativamente uniforme dos valores de microdureza nas regiões típicas do cordão de solda, mas havendo algumas diferenças entre ZAC e ZF.

#### 6.4.2 Medição das tensões residuais

Na Figura 6.13 encontram-se os perfis determinados experimentalmente de TR longitudinais e transversais para as duas chapas de teste nos pontos de medição especificados na Fig. 6.2. De uma forma geral, esses perfis representam o teoricamente esperado (Li et al., 2017, Moat et al., 2017), ou seja, de se ter TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) trativas decrescentes na direção X a partir da aresta do cordão, tornando-se compressivas quando os pontos de medição se afastam da aresta do cordão (é importante notar que a transição trativa-compressiva se dá à aproximadamente 20 mm do cordão de solda, bem além do comprimento da ZAC, fenômeno já explicado em Scotti, 2016). E de se ter tensões transversais trativas continuamente decrescentes na direção X, a partir da aresta do cordão. Essas tendências independem do chanfro (seja o de 44°/3,3 kJ/mm ou de 64°/3,3 kJ/mm), apesar de as TR longitudinais no caso do chanfro de 44°/3,3 kJ/mm serem pouco maiores. A menor similaridades entre as TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) nas posições B e C seriam devido a diferenças em restrição (o efeito de restrição entre B e C seriam maiores para TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) do que longitudinais). Mas também é menor, ou inexistente, o efeito do chanfro sobre as TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ).

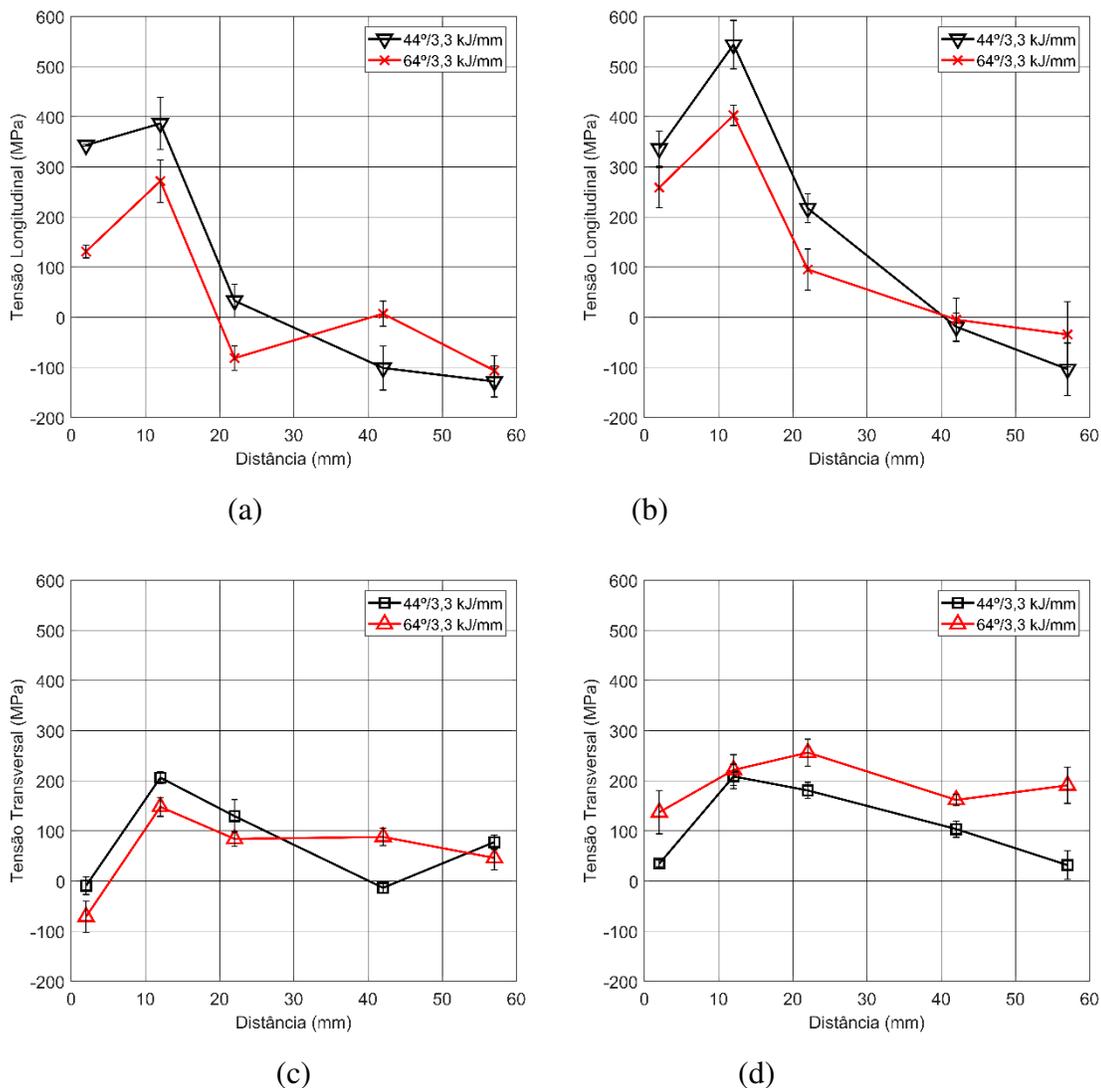


Figura 6.10 - Perfis de TR medidas experimentalmente neste trabalho: (a) TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) na posição perto da borda (B); (b) TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) na posição centro (C) do cordão; (c) TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) na posição perto da borda (B); (d) TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) na posição centro (C) do cordão TR

Entretanto, em todos os casos avaliados, as TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) e transversal medidas no ponto mais próximo da aresta do cordão foram menores do que as medidas nos pontos seguintes mais afastado. Esta queda poderia ter dois motivos. O primeiro motivo seria o efeito expansivo durante mudança de fase de um material de baixa temperatura de transformação. Este efeito, conhecido como de matérias com LTT (“low temperature transformation”) pode, de acordo com o Çam et al. (2010), reduzir ou até inverter o sinal da tensão residual. O segundo motivo seria uma acomodação de TR pelo vizinho metal de solda. Para o aço sob questão, o primeiro motivo não se

sustenta, pois a temperatura de início de transformação martensítica estimada é de aproximadamente 450 °C, o que, de acordo com a classificação dada em Çam, et al. (2010), não pode ser um material de baixa temperatura de transformação (a temperatura de início de transformação martensítica teria de ser < 200 °C). Assim, a acomodação de TR pelo metal de solda parece uma explicação mais conveniente para a queda de TR. Como com o volume que se fundiu com chanfro de 64°/3,3 kJ/mm era maior, portanto permanecendo em temperaturas mais altas por mais tempo (limite de escoamento menor), pode ter havido maior deformação plástica e acomodação das TR.

Alipooramirabad et al. (2016) avaliaram o efeito da energia de soldagem e quantidade de passes na soldagem a arco de chapas de 20 mm de espessura de um aço BLAR. Apesar de concluírem que as TR longitudinais e transversais aumentam com a redução da energia de soldagem, uma análise mais profunda dos resultados revelaria que não houve grandes diferenças nas amplitudes de TR quando se altera a energia de soldagem. Ao se considerar os valores dos desvios padrão (não foram apresentados por autores, mas geralmente a técnica de medição de TR por difração de nêutrons apresenta os desvios padrão na faixa de 10 a 15 % do valor medido), poder ia-se dizer que não há diferença entre os valores de TR.

## 6.5 Conclusões

Usando-se soldagem pelo processo TIG, mantendo-se a energia de soldagem e variando-se o volume preenchido com arame frio, e um aço BLAR da classe 700 MPa, que permite manter suas propriedades mecânicas na ZAC inalteradas pelo na faixa de ciclo térmico imposta, pode-se concluir que:

- A metodologia proposta mostrou-se ser incapaz de isolar o efeito do volume sobre geração de TR;
- Uma soldagem com um menor ângulo de abertura do chanfro leva a um maior volume de material aquecido (ZF + ZAC+ metal de base aquecido, mas não transformado), consequentemente apresentando maior TR ao longo do eixo X.

## **CAPÍTULO VII**

### **Determinação de Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem**

#### **7.1 Introdução**

Entende-se aqui por simulação física do calor imposto de soldagem a submissão de um material à ciclos térmicos típicos de soldagem, para verificar a resposta metalúrgica desse material frente a esses ciclos térmicos, sem a necessidade de se fazer soldagens reais. A aplicação deste tipo de simulação física vem crescendo em resposta à necessidade de se estudar a soldabilidade de novos materiais metálicos de forma mais rápida. Existem algumas soluções tecnológicas no mercado para se fazer a simulação física do calor imposto de soldagem e uma delas é através o equipamento Gleeble, desenvolvido pela DSI (<https://www.bleeble.com/>). Porém, essas simulações físicas se concentram no estudo da influência de parâmetros do ciclo térmico de soldagem (taxa de resfriamento e temperatura de pico) sobre a microestrutura e, eventualmente, sobre propriedades mecânicas (dureza e resistência ao impacto, principalmente) da Zona Afetada pelo Calor (ZAC).

Nesta etapa do trabalho se estende a aplicação da simulação física do calor imposto de soldagem para, de forma original, avaliar a geração de Tensões Térmicas (TTs). As TTs são produzidas por meio de aquecimento-resfriamento restritos da amostra. As forças de reação resultantes são monitoradas em tempo real. Desta forma, as TTs são avaliados por meio da análise dos dados monitorados que, por sua vez, são resumidos num diagrama aqui denominado como Diagrama de Tensões Térmicas em Soldagem (DTTS).

## 7.2 Levantamento de Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem

Os Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem (DTTS) são levantados por simulação física do calor imposto de soldagem, onde uma amostra de geometria pré-definida é submetida a um ciclo térmico (aquecimento, pico de temperatura e resfriamento) típico de soldagem. Ciclos térmicos diferentes caracterizam diferentes regiões da ZAC/MB ou uma dada região da ZAC/MB sob diferente velocidades de resfriamento. Se a amostra permanece restrita durante o aquecimento/resfriamento e as forças exercidas por ela são medidas por uma célula de carga, é possível ao final do ensaio calcular a tensão para cada instante do tempo e obter curvas que demonstram a evolução temporal das tensões térmicas geradas, com esquematizado na Fig. 7.1.

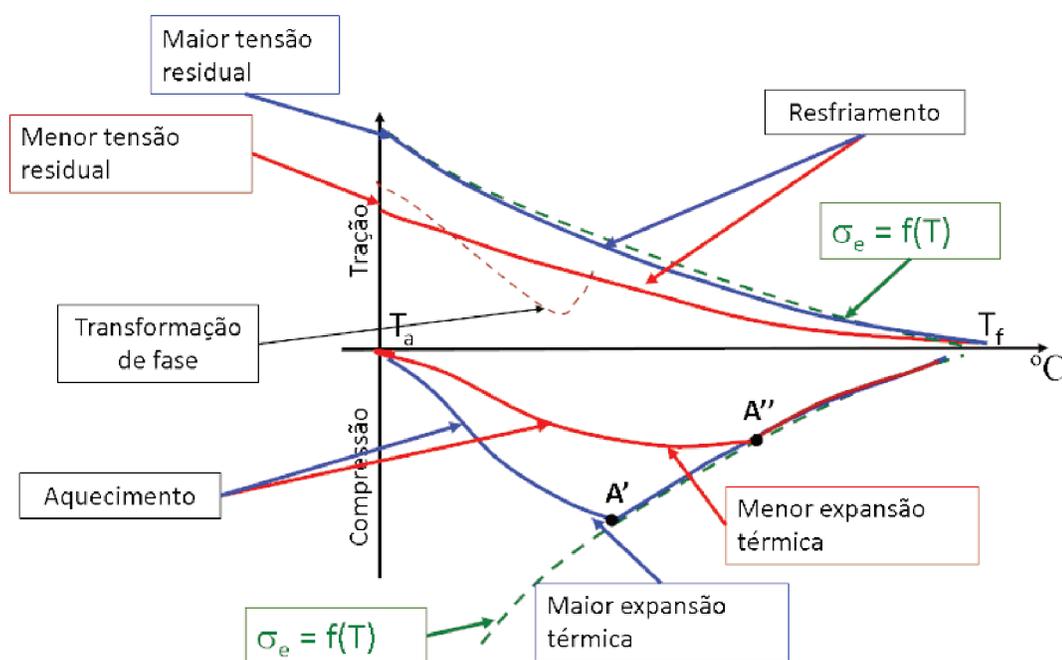


Figura 7.1 - Representação esquemática de um DTTS, onde:  $T_a$  e  $T_f$  são temperatura ambiente e temperatura de fusão, respectivamente;  $\sigma_e$  é o limite de escoamento do material

Observando a Fig. 7.1, pode-se observar que durante a fase de aquecimento todas as amostras, independentemente do tipo de material, ficam sob ação de esforços de compressão, devido à expansão térmica restrita. As intensidades dos esforços de compressão dependem, para um dado material, do volume aquecido, que quanto maior provoca mais expansão para uma mesma diferença de temperatura. Como o limite de escoamento do material diminui com aumento da temperatura (linha verde do diagrama da Fig. 7.1, na região de aquecimento), a tensão de

compressão (em regime elástico), que cresce com a temperatura (expansão restrita), vai, em um certo valor de temperatura, se igualar ao do material naquela temperatura. Como o material sofre deformação plástica quando trabalhado no limite de escoamento, o valor da tensão de compressão passa a se reduzir com o aumento da temperatura, mesmo que a dilatação tendesse a ser maior (linhas vermelhas, azul e verde, na Fig. 7.1, após se encontrarem).

O comportamento dos diagramas muda quando há variação do volume de metal aquecido, como acontece num cordão de solda feito com maior energia de soldagem; o volume de metal aquecido é maior, resultando em maior contração (linha azul da Fig. 7.1). Por outro lado, um cordão de solda feito com menor energia tem volume de metal aquecido menor, levando a menor contração e menores tensões térmicas (linha vermelha da Fig. 7.1). Assim, as temperaturas e intensidades em que a tensão de compressão se iguala às do limite de escoamento são diferentes em função da energia de soldagem. Mas, uma vez que o limite de escoamento é atingido, conseqüentemente entrando em regime plástico, a tensão é a mesma para um dado material à medida que a temperatura continua crescendo (linhas vermelhas, azul e verde, na Fig. 7.1, após se encontrarem).

Já na fase de resfriamento, um material que teve maior expansão térmica, vai também gerar maior contração térmica, ou seja, maiores tensões de contração, que por terem o movimento restritos, geram tensões trativas no material. Como o limite de escoamento aumenta com redução da temperatura (a capacidade do material de absorver deformação diminui), a intensidade máxima de tensão trativa alcançável por um material é crescente com a redução da temperatura (a intensidade da tensão nunca é maior do que o limite de escoamento, pois se ultrapassá-la, o material deforma). Assim, caso o material tenha tido um volume grande aquecido, conseqüentemente grande contração (linha azul na fase do resfriamento na Fig. 7.1), a tensão ao final do resfriamento será a mesma do limite de escoamento na temperatura ambiente. Porém, caso a contração seja menor (linha vermelha na fase do resfriamento na Fig. 7.1), a intensidade da tensão de tração, em regime elástico, não atinge o limite de escoamento, e a tensão final será menor.

A presença das transformações de fase pode concomitantemente se manifestar pela variação do comportamento da curva de tensão trativa durante o resfriamento. Como as transformações são expansivas, eles reduzem a intensidade das tensões trativas nas temperaturas em que acontecem as transformações (linha vermelha tracejada na fase do resfriamento na Fig. 7.1). Como resultado, a tensão trativa final (temperatura ambiente) pode se tornar menor do que quando se não tem transformação. E quanto em mais baixa temperatura se dá esta transformação, menor o valor final.

Desta forma, os DTTS descrevem de forma quantitativa o fenômeno de formação de tensões térmicas numa soldagem real e têm um grande potencial para estudo de tensões térmicas e tensões residuais.

### **7.3 Procedimento experimental para se levantar os Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem utilizando a Gleeble**

A Figura 7.2 ilustra de forma simplificada a montagem experimental para se realizar o ensaio de levantamento do DTTS. A amostra (1) é fixada entre as garras de cobre (2). Por meio de um conjunto de porcas (3), a amostra fica rigidamente presa às garras, sem liberdade de movimento, enquanto o pistão (4) garante o posicionamento para uma condição de carga nula sobre a amostra e evita qualquer posterior movimento da garra. Durante o aquecimento e resfriamento da amostra, os respectivos esforços devido à expansão e contração da amostra sobre as garras são percebidas por um sensor (L-gauge), não visível nesta Figura. A temperatura da amostra é medida por um termopar, geralmente do tipo “K” (função do ciclo térmico desejado), fixado no centro da amostra (Fig. 7.3) e conectado ao terminal (5). Para fixação do termopar, é utilizado um dispositivo da própria Gleeble (modelo 3S50). A temperatura medida pelo termopar é que possibilita o controle dos ciclos de aquecimento e resfriamento do centro da amostra pela Gleeble, por comparação contínua do valor medido por termopar com o valor definido pelo usuário em um *script*.

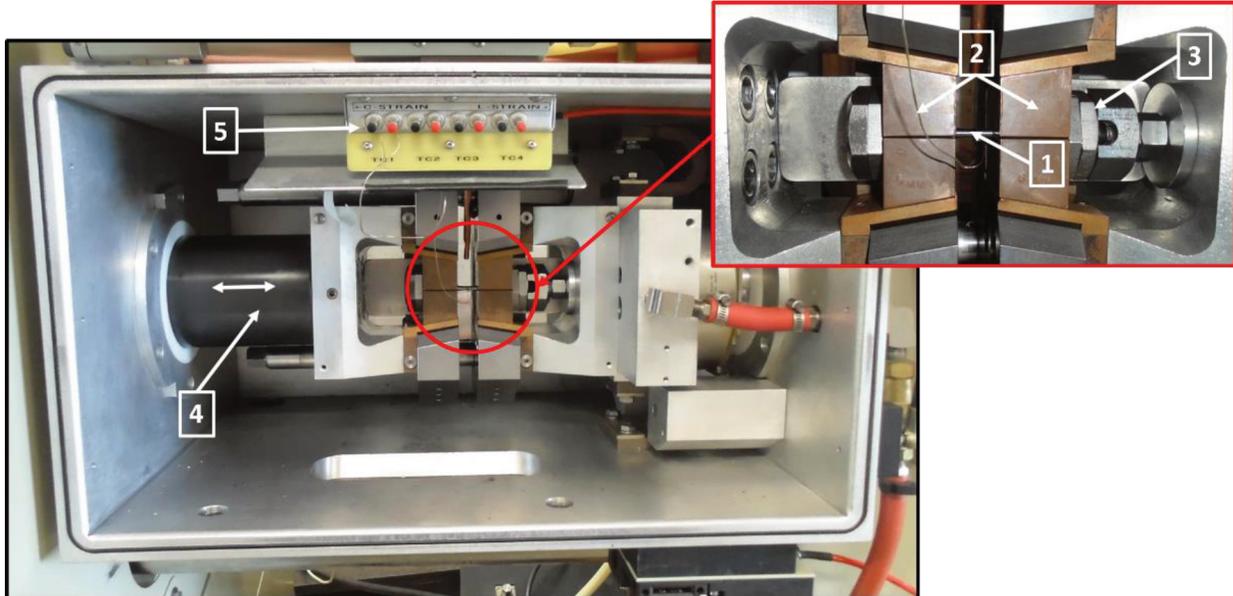


Figura 7.2 - Montagem experimental para levantamento de DTTS: 1 = amostra; 2 = garras de cobre (2); 3 = porcas de fixação (3 x 2); 4 = pistão hidráulico; 5 = terminal do termopar

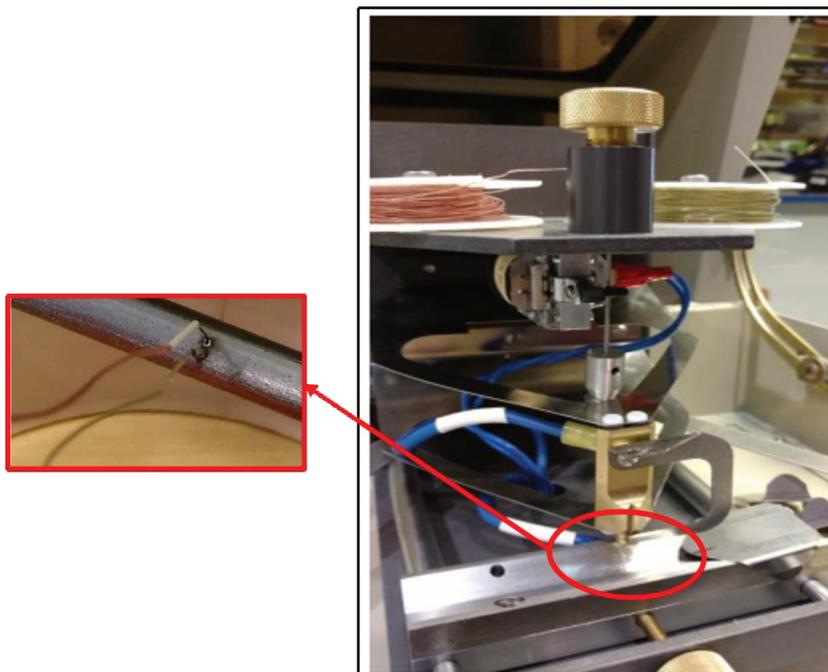


Figura 7.3 - Dispositivo para soldar termopares na amostra, com destaque para aparência final de um termopar soldado

A elaboração dos chamados *scripts* é feita na Gleble por um software denominado QuickSim. *Scripts* são tabelas que contém as instruções sequenciais para o equipamento, basicamente a

temperatura inicial de aquecimento/resfriamento, temperatura final de aquecimento/resfriamento e os respectivos tempos em faixas de temperaturas, além de outras informações para o *set-up* do equipamento. A Figura 7.4 ilustra uma tela do software com um *script* típico. Ao final da imposição do ciclo térmico, o programa QuickSim gera uma tabela, cujas principais colunas seriam o tempo e a tensão percebida pelo sensor (já que o diâmetro da amostra é introduzido pelo usuário), permitindo se traçar o DTTS.

#	Time	Axis 1	Axis 2	Axis 3	Comment
9	Sample	1.0Hz			
10	00:10.0000	0.0			0
11	Zero	1.Gauge Stroke			Zero the relative position of Jaw2Jaw and Stroke
12	00:00.1000	0.0			0 Give 0.1 sec to fully execute Zero command
13	Sample	200.0Hz			Switch sampling rate to a rate that u c the chang
14	Mode	Stroke(mm)	Torsion(rew)	TC1(C)	!!!!!! Jaw2Jaw will appear here when u connect it
15	00:01.0000	0.00			0 Giving machine 1 sec for nothing
16	00:05.0000	0.00			50 Heat up as the first part of curve to 50
17	00:02.5000	0.00			400 Up to 400 during 2.5 s
18	00:00.4000	0.00			800 Up to 800 during .4 s
19	00:00.0500	0.00			1000 Up to 1000 during 0.05s
20	00:00.0500	0.00			1200 Up to 1200 during 0.05s
21	00:00.4000	0.00			1350 Heat up as the first part of curve to 800up to 1350
22	00:00.5300	0.00			1200
23	00:00.1000	0.00			1100
24	00:00.2700	0.00			1000
25	00:00.4000	0.00			900
26	00:00.4700	0.00			800
27	00:00.6600	0.00			700
28	00:01.0000	0.00			600
29	00:01.9000	0.00			500
30	00:03.5000	0.00			400
31	00:08.7000	0.00			300
32	03:00.0000	0.00			30
33	End				

Figura 7.4 - Vista da interface gráfica do software QuickSim, com um exemplo de um “script” usado para levantamento de DTTS

## 7.4 Avaliação da Metodologia para levantamento de DTTS

### 7.4.1 Prova de conceito 1: DTTS de um aço de baixo teor de carbono

Para verificar os conceitos sobre DTTS apresentados na seção “*Levantamento de Diagramas de Tensões Térmicas em Soldagem*”, foram feitos testes preliminares com uma amostra de aço de baixo teor de carbono da classe S235 EN 10025, de composição química e propriedades mecânicas nominais apresentadas nas Tab. 7.1 e Tab. 7.2, respectivamente. A amostra era cilíndrica, com 135 mm de comprimento e 10 mm de diâmetro.

Tabela 7.1 - Composição química nominal do aço S235 em % de massa, de acordo com a EN 10025

C	Mn	P	Si	S	Fe
0,220	1,500	0,045	0,050	0,045	98,000

Tabela 7.2 - Propriedades mecânicas nominais do aço S235, de acordo com a EN 10025

Limite de escoamento (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Alongamento (%)	Modulo de Young (GPa)	Modulo de cisalhamento (GPa)
235	415	21	160	80

A amostra foi submetida a um ciclo térmico com temperatura de pico de 1300 °C e as forças de contração e expansão foram medidas durante o ensaio, conforme explicado anteriormente. Avaliou-se duas condições, sendo uma com velocidade de resfriamento alta e outra com velocidade de resfriamento mais baixa, conforme a Fig. 7.5, mantendo-se a mesma taxa de aquecimento. As diferentes taxas de resfriamento foram conseguidas por programação (*scripts*). É importante dizer que a diferença entre estas duas taxas de resfriamentos não foi muito grande, visando evitar que a amostra aquecesse além do necessário, prejudicando a comparação do efeito do volume aquecido (maior ou menor expansão térmica).

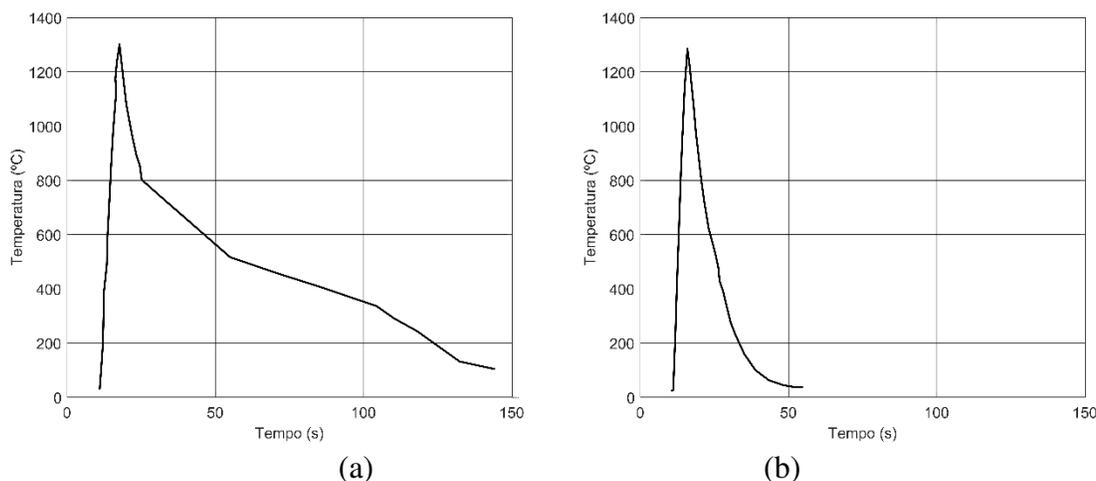


Figura 7.5 - Ciclos térmicos utilizados no teste com aço de baixo teor de carbono S235, sendo em (a) o ciclo térmico com baixa velocidade de resfriamento e em (b) ciclo térmico com alta velocidade de resfriamento

Antes de começar a discussão dos resultados obtidos, vale ressaltar que houve um imprevisto durante o teste com amostra de maior taxa de resfriamento, já que a mesma deslizou dentro das garras de cobre durante a fase final do resfriamento, reduzindo assim o valor de tensão após o

resfriamento completo. Para evitar esse tipo de problema, a solução para foi fazer as amostras com pontas rosqueadas, presas pelas porcas de fixação (Fig. 7.2).

Como resultados, obteve-se os gráficos da Fig. 7.6, onde durante o aquecimento há, inicialmente, um aumento da tensão compressiva sobre a amostra, até que o limite de escoamento do material, que, por sua vez, se reduz com o aumento da temperatura, seja atingido (este comportamento foi explicado pela Fig. 7.1, através das curvas em azul e vermelho na região de aquecimento). Percebe-se, ainda pela Fig. 7.6, que para ambos ciclos de aquecimento a temperatura o limite de escoamento do material é atingido é em torno de 650 °C e a tensão de compressão em torno de -125 MPa.

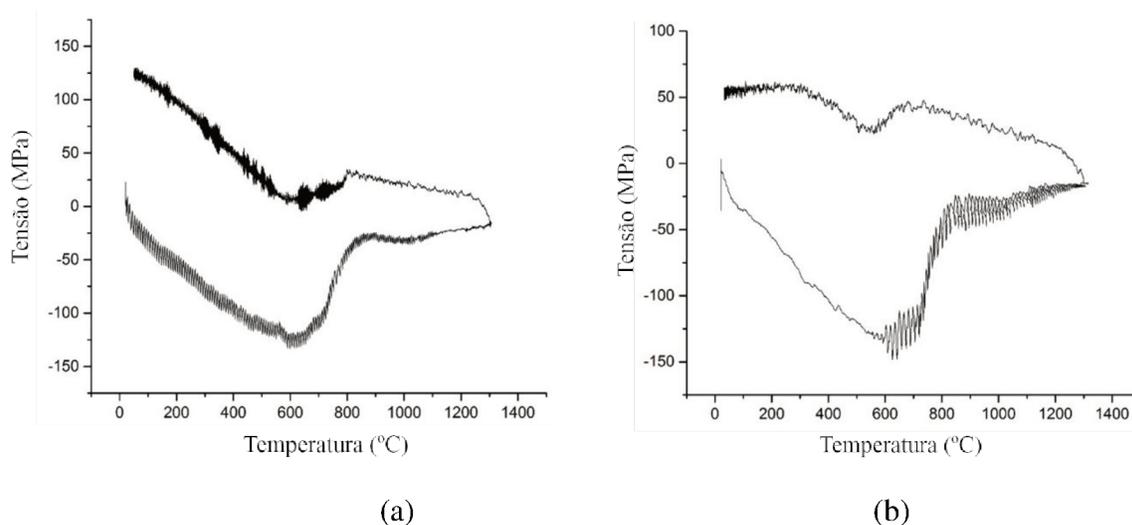


Figura 7.6 - Tensões térmicas em amostra de aço S235 levantadas por DTTs: (a) - ciclo com baixa velocidade de resfriamento; (b) – ciclo com alta velocidade de resfriamento (percebe-se uma queda da tendência do crescimento da tensão térmica no resfriamento em (b), devido ao deslizamento da amostra)

Mas percebe-se também que para o ciclo com alta velocidade de resfriamento (Fig. 7.6(a)) essas temperatura e tensão são ligeiramente maiores do que para o ciclo com baixa velocidade de resfriamento (Fig. 7.6(b)). Esta diferenciação é evidenciadas por linhas azuis finas sobre o gráfico, mas está também de acordo o previsto no modelo descritivo da Fig. 7.1; uma alta velocidade de resfriamento representa um ciclo de soldagem com baixa energia, portanto com menor expansão térmica. Continuando o aquecimento, ambos materiais passaram a se comportar no regime plástico, oferecendo menos resistência à expansão térmica do material e, correspondentemente,

apresentando uma queda na tensão. Entretanto, a tensão não chega a ser nula, fato que aconteceria se a temperatura máxima alcançada fosse a de fusão, como na Fig. 7.1.

É importante se destacar que o comportamento da tensão na Fig. 7.6 quando se atinge o limite de escoamento é suportado por dados obtidos por Outinen e Mäkeläinen (2002), onde os autores mediram a tensão de escoamento em função da temperatura para um aço similar (aço S355J2H), conforme resumido na Fig. 7.7. Observa-se que o limite de escoamento se reduz com o aumento da temperatura, conforme usado como premissa na Fig. 7.1. Percebe-se também que em torno de 650 °C essa tensão está em torno de 150 MPa, ou seja, bem similar ao observado na Fig. 7.6.

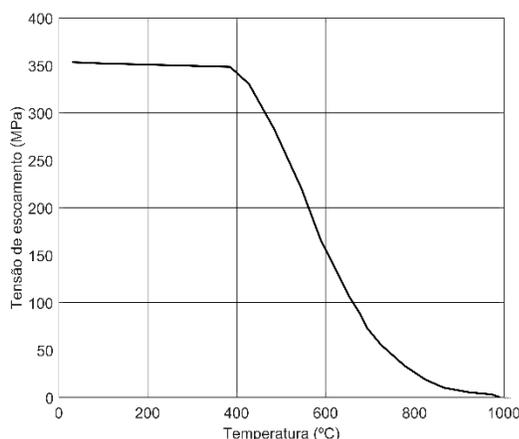


Figura 7.7 - Limite de escoamento em função da temperatura para aço de baixo teor de carbono (adaptado de Outinen e Mäkeläinen, 2002)

Na fase de resfriamento da Fig. 7.6 percebe-se também haver uma mudança de comportamento da curva de tensões em torno de 800 °C, para a amostra sob menor taxa de resfriamento, e de 650 °C, para a amostra sob maior taxa de resfriamento. Este comportamento totalmente esperado do ponto de vista metalúrgico, por indicar transformações de fases típicas deste aço (também previsto na Fig. 7.1). Mas o mais interessante a se notar é que a contração na amostra sob menor taxa de resfriamento é bem maior, refletindo numa queda da tensão térmica final, também prevista na Fig. 7.1. Mas como a transformação de fase na amostra sob maior taxa de resfriamento aconteceu em menor temperatura, mesmo que a expansão tenha sido menor, o efeito sob a tensão térmica final (tensão residual) foi mais efetivo (este efeito tem sido referenciado na literatura como dos consumíveis LTT, Low Temperature Transformation, como meio de reduzir tensores residuais). Finalmente, deve-se também chamar atenção para o fato de que depois da

transformação, o gradiente da tensão térmica é maior do que antes da transformação. Isto pode ser explicado pelo fato da microestrutura resultante ser mais resistente (coerente com a maior inclinação da curva sob maior taxa de resfriamento) e os esforços passarem a estar no regime plástico.

Resumindo, a prova de conceito 1 com um aço de baixo teor de carbono mostrou que o DTTS é capaz de dimensionar o efeito da energia imposta de soldagem sobre as tensões térmicas geradas sob a ação conjunta do volume aquecido e de transformação de fase.

#### 7.4.2 Prova de conceito 2: DTTS de um aço sem transformação de fase

Para avaliar o efeito isolado do volume aquecido sobre a geração de TR, é necessário eliminar o efeito de transformações de fase. Para tal, escolheu-se, em uma segunda rodada de testes, o aço AISI 316 como material de estudo, o qual não sofre transformações de fase no estado sólido. As amostras foram barras cilíndricas de 10 mm de diâmetro e 135 mm de comprimento, conforme a Fig. 7.8. As restrições mecânicas também foram mantidas constantes para todos os testes, mas o problema de deslizamento da amostra nas garras de cobre foi eliminado por fabricação de rosca num comprimento de 15 mm em cada ponta da amostra, como ilustra a Fig. 7.8. Todas as amostras foram aquecidas até a mesma temperatura de pico de 1350 °C.

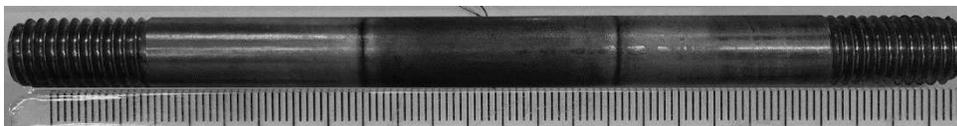


Figura 7.8 - Amostra utilizada para levantamento de DTTS com pontas rosqueadas

Avaliou-se o efeito de taxa de resfriamento sobre as tensões térmicas e a microestrutura das amostras. Foram executados cinco testes, sendo que o objetivo dos testes 1 e 2 (replicado como 3) foi avaliar o efeito de velocidade de aquecimento, mantida a velocidade de resfriamento constante. Os testes 5 (replicado como 6) visaram avaliar o efeito da velocidade de resfriamento para uma mesma velocidade de aquecimento. O objetivo de no planejamento experimental se ter variação ou fixação da velocidade de aquecimento foi o de avaliar o próprio efeito da velocidade de resfriamento, muitas vezes não observados em simulações físicas do calor imposto de soldagem. Pode-se esperar que com tempos diferentes de aquecimento haja variação do tamanho de grão ao final do aquecimento, influenciando a microestrutura e comportamento do material sob esforços

das tensões térmicas. A replicagem de alguns testes visou verificar a repetitividade do ensaio. As condições experimentais avaliadas nessa etapa estão apresentadas na Tab. 7.3, indicando os valores programados e valores reais.

Tabela 7.3 - Condições experimentais para o levantamento de um DTTS com um aço sem transformação de fase

Teste	Taxa de aquecimento 600/T <sub>pico</sub> (°C/s)		Taxa de resfriamento 800/500 (°C/s)	
	Programada	Medida	Programada	Medida
1	1000,0	993,3	13,0	12,7
2	500,0	512,9	13,0	12,7
3	500,0	508,9	13,0	12,7
5	500,0	507,6	6,0	6,5
6	500,0	506,9	6,0	6,5

Tabela 7.4 apresenta os valores de microdureza das seções transversais de cada amostra ao final do ensaio. A análise de variância (ANOVA) dos dados da tabela revelou que não há variação entre as medias das amostra para um intervalo de significância de 95 %.

Tabela 7.4 - Valores de microdureza em HV das amostras de aço AISI 316 após os testes

									Média	Desvio padrão	Dureza do metal de base
Teste 1	157	162	156	165	166	152	144	163	158	7	129
Teste 2	155	159	152	151	153	159	159	163	156	4	
Teste 3	152	163	165	161	158	157	165	158	159	4	
Teste 5	158	156	155	162	147	156	151	152	154	4	
Teste 6	153	155	152	151	166	161	156	155	156	5	

Por microscopia óptica das seções preparadas, foi ainda caracterizados os microconstituintes de cada amostra, como ilustrados na Fig. 7.9. As áreas médias do grãos foram calculadas utilizando uma amostra de 50 valores de áreas dos grãos, sendo que o valor médio da área foi convertido em número de grão de acordo com a Tab. 7.4 da norma ASTM E112-13. Analisando os dados da Tab. 7.5 e correlacionando-os com os parâmetros de ciclos térmicos da Tab. 7.3, pode-se observar que os grãos ficaram mais finos para maior taxa de aquecimento e mesma taxa de resfriamento (teste 1 vs teste 2/3), coerente com um menor tempo durante aquecimento acima de uma temperatura que afetaria cinética de crescimento de grãos. Por outro lado, quando a taxa de aquecimento foi a mesma (2/3 e 4/5), não se percebe variação significativa do tamanho grão quando a velocidade de

resfriamento se tornou menor. Esses dados indicam a importância da taxa de aquecimento em função da energia de soldagem quando se faz uma simulação física.

Tabela 7.5 - Tamanho de grão medido nas amostras

Teste	Área média do grão (mm <sup>2</sup> )	Número do grão de acordo com ASTM E112-13
1	0,0024	6
2	0,0068	4
3	0,0052	4.5
5	0,0058	
6	0,0065	

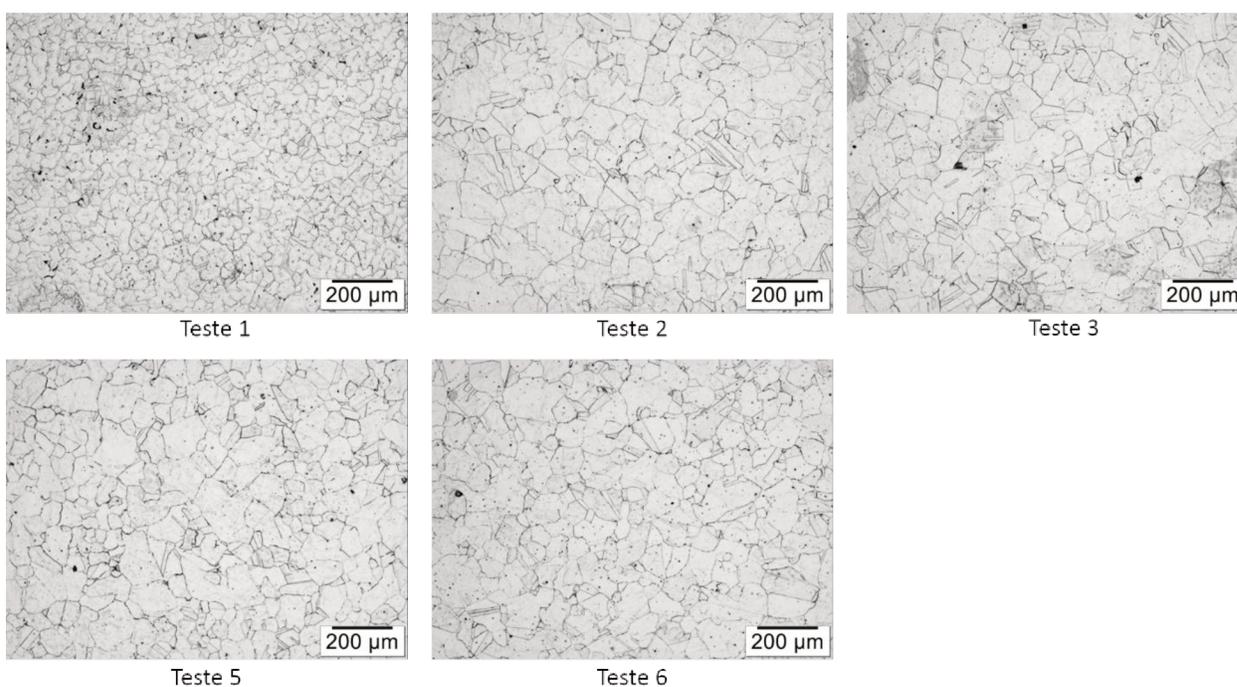


Figura 7.9 - Microestrutura das amostras de aço AISI 316 após a simulação física de soldagem

Na Fig. 7.10 estão apresentados os DTTS de cada amostra. Devido à proximidade dos valores de tensão na fase final de resfriamento e a grande quantidade de pontos, parece que as linhas tracejadas se tornaram sólidas. Isto não é verdade e as linhas continuam com o mesmo estilo. Percebe-se na Fig. 7.10, comparativamente com a Fig. 7.6, a ausência de transformações de fase (não há oscilações do valor da tensão durante todo o ciclo de resfriamento, observando-se apenas o aumento da tensão térmica devido à redução da capacidade do material de se deformar). Porém, apesar das diferenças de tamanho de grão entre a amostra do teste 1 e das demais, não se nota diferenças significativas entre as tensões térmicas geradas durante o resfriamento entre todas as

amostras. Também se nota pouca diferença nas tensões residuais finais, em torno de 200 MPa, menor do que a limite de escoamento típico de uma aço inoxidável da classe AISI 316, que, de acordo com Aerospace Specification Metals, é de 290 MPa.

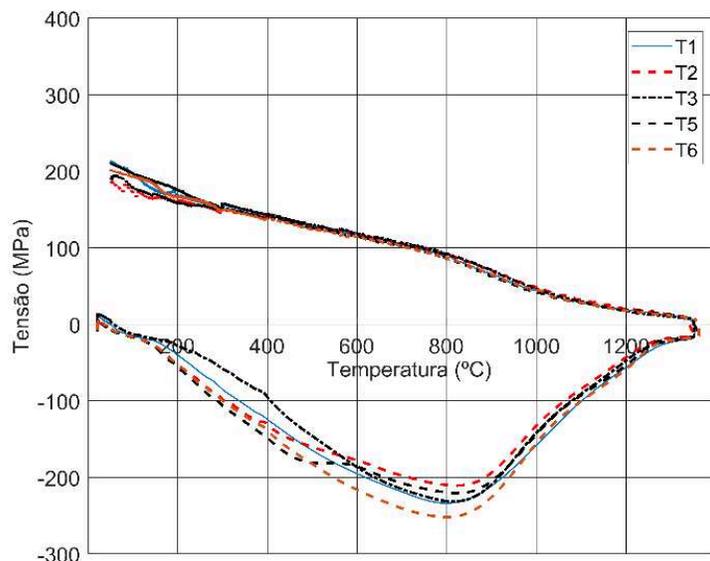


Figura 7.10 - Tensão térmica em função da temperatura (dados filtrados utilizando o método de Savitzky-Golay com polinômio de 4º grau)

As durezas similares e a pouca diferença em tamanho de grão suportariam os resultados da Fig. 7.10, mas de uma menor taxa de resfriamento (simulando uma soldagem com maior energia) se esperaria a prevalência do efeito do volume aquecido (que deveria ser maior para menor taxa de resfriamento). Porém, devido à configuração geométrica da amostra e às propriedades térmicas do aço inoxidável (baixa difusividade térmica), o calor gerado durante o aquecimento de todos os testes acabou de se concentrando em todo comprimento da amostra entre as garras, aquecendo as amostras por igual, como sugere a Fig. 7.11 (não houve a variação do volume do metal aquecido). Ao se eliminar o efeito de transformação e não tendo efeito do volume aquecido, não se poderia mesmo se esperar geração diferenciada de tensões térmicas quando impostas taxas diferenciadas de aquecimento e resfriamento.



Figura 7.11 - Amostras com destaque em área aquecida (de cima para baixo Testes 1, 2, 3, 5 e 6)

#### 7.4.3 Mitigação do efeito de aquecimento de toda a extensão da amostra

Mesmo volume aquecido para diferentes taxas de aquecimento/resfriamento não é típico de soldagens reais. Para evitar o aquecimento uniforme do comprimento livre da amostra, foi proposto reduzir a seção transversal da amostra para 6 mm de diâmetro, o que propiciou um aquecimento localizado somente na parte central da amostra, permitindo diferenciar o volume aquecido em função dos calores impostos simulados. Porém, mesmo resolvido o problema de aquecimento uniforme no centro da amostra, as taxas de resfriamento permanecerem muito baixas, sendo que a taxa de resfriamento máxima alcançada foi de 12 °C/s.

Desta forma, surgiu a necessidade de desenvolver uma nova geometria da amostra que proporcionasse as taxas de resfriamento mais altas. Para isso, reduziu-se a seção transversal no centro da amostra para 4 mm, conforme Fig. 7.12.

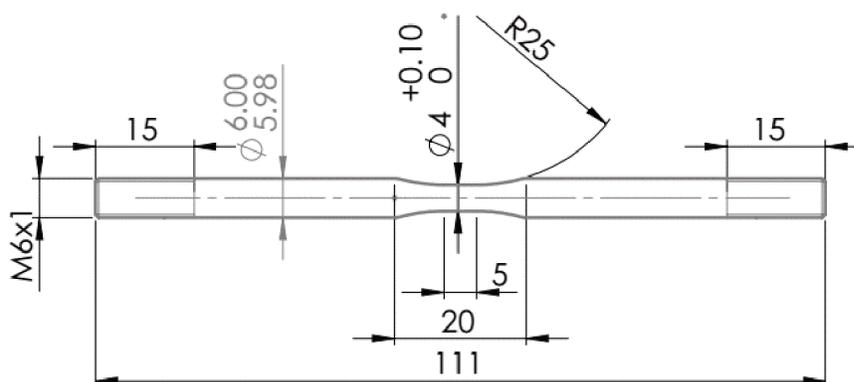


Figura 7.12 - Geometria da amostra com seção central reduzida para 4 mm, a fim de permitir diferenciação entre calores impostos simulados (concentração de aquecimento no centro) e ao mesmo tempo de aumentar as taxas de resfriamento

Antes de fazer os testes na própria Gleeble, foi feita uma avaliação prévia utilizando o simulador de soldagem disponível no laboratório Laprosolda. Este simulador também usa o calor produzido por efeito Joule para aquecer a amostra, que é também fixada entre garras de alumínio (Fig. 7.13). A grande diferença da Gleeble é que o resfriamento acontece por convecção natural e condução para as garras de alumínio (impedindo a manutenção de uma única geometria da amostra), além de não ter o sensor para medir as tensões térmicas geradas.



Figura 7.13 - Exemplo do *set up* experimental no simulador do laboratório Laprosolda

Os resultados de testes demonstraram que a taxa de resfriamento em amostra com geometria definida pela Fig. 7.12 pode alcançar até 75 °C/s. Desta forma, levando em conta o fato de que as garras de cobre da Gleeble têm resfriamento por água, as taxas de resfriamento alcançáveis poderiam ser ainda mais altas. Para confirmar, repetiu-se o teste com amostra de geometria nova

na Gleeble. O ciclo térmico programado para simulação foi com a temperatura de pico de 1350 °C, com taxa de aquecimento de 600 a 1350 °C de 550 °C/s, e com taxa de resfriamento de 1350 °C para 25 °C de 2650 °C/s. Lógico que a taxa de resfriamento programada não é realística, porém a intenção do teste foi descobrir a taxa de resfriamento máxima que a Gleeble iria conseguir com a dada geometria da amostra, uma vez que o controle da Gleeble tenta chegar o mais próximo do programado quando não consegue.

Como resultado, a taxa de resfriamento máxima alcançou o valor de 57 °C/s, sendo menor ainda do que a alcançada no teste feito com o simulador do laboratório Laprosolda. Uma possível razão para uma taxa de resfriamento tão baixa é o uso de vácuo na câmara de teste da Gleeble, eliminando assim a possibilidade de resfriamento da amostra por convecção, deixando apenas a condução para as garras de cobre. A solução para este tipo de problema foi utilizar o ar atmosférico soprando diretamente para amostra. Quando se usou esta abordagem, a taxa de resfriamento de 800 a 500 °C subiu para 135 °C/s, possibilitando executar todos os testes previstos. Porém, o uso deste artifício não é o ideal, pois refrigera de forma diferenciada a seção transversal da amostra, aumentando bruscamente a taxa de extração de calor na superfície da amostra.

#### *7.4.4 Parametrização de ciclos térmicos usados em simulações físicas*

Por algum motivo, nem sempre se representa fielmente o ciclo térmico de uma soldagem real em estudos com simulação física. Pode-se citar como potencial divergência para com os ciclos térmicos reais a independência entre o ciclo de aquecimento e de resfriamento, a definição do pico de temperatura não coerente com a região que se quer analisar, a existência de um tempo de pausa nesta temperatura e a aplicação de uma taxa de resfriamento constante ao longo de toda faixa entre a temperatura de pico e uma baixa temperatura. O mesmo problema permanece com a taxa de aquecimento, ou seja, na maioria dos trabalhos os autores mantêm a taxa de aquecimento constante, independentemente da energia de soldagem simulada.

Xu et al. (2007) estudaram o efeito do calor imposto sobre as propriedades da ZAC simulada em aços microligados de alta resistência, aquecendo as amostras a uma taxa fixa de 100 °C/s até 1345 °C e controlando o resfriamento de 800 a 500 °C. Ou seja, usaram a mesma taxa de aquecimento para diversas taxas de resfriamento, o que também não corresponde à realidade. Wang et al. (2014) simularam as microestruturas de ZAC do aço X80 e estudaram o comportamento da junta simulada num ambiente corrosivo, aquecendo a amostra a uma taxa fixa de 160 °C/s até 1250

°C. Zhu et al. (2015) estudaram o efeito do teor de Ti e N sobre a tenacidade da região grosseira da ZAC em soldas de aço X70 simuladas fisicamente aquecendo a amostra até 1350 °C, sem informar a taxa de aquecimento. Jordan et al. (1999), também por meio da simulação física, estudaram o efeito da soldagem sobre a microestrutura das ligas ferrosas com adição de Al, Mo e Zr, também aquecendo a amostra só até 1200 °C e a uma taxa de fixa de 1000 °C/s.

Por outro lado, outros pesquisadores se preocuparam com a obtenção de ciclos térmicos mais realistas, em função dos parâmetros operacionais (corrente, tensão e velocidade de soldagem) em estudos por simulação física, pela utilização de equações analíticas desenvolvidas por Rosenthal (1941) ou Rykalin (1951). Moon et al. (2011) utilizaram as equações do Rosenthal para calcular o ciclo térmico a ser simulado de uma soldagem com energia de soldagem de 3 kJ/mm e temperatura de pico de 1350 °C. Kumar et al. (2016) usaram as equações do Rykalin para chapa espessa para calcular os ciclos térmicos de soldagem a serem simulados em aço microligado de alta resistência. Zheng et al. (2013) usaram equações do Rykalin para chapas finas para simular ciclos térmicos equivalentes a soldagem de chapas de aço microligado com energias de 3,6, 6 e 10 kJ/mm. Hattingh e Pienaar (1998) estudaram o efeito de Nb sobre propriedades mecânicas da ZAC e também usaram as equações de Rosenthal para simular os ciclos térmicos com calor imposto de 1,5, 3 e 6 kJ/mm. Moon et al. (2017) avaliaram a susceptibilidade a trinca de reaquecimento na ZAC do aço ferrítico-martensítico simulando fisicamente a ZAC resultante de uma solda com calor imposto de 3 kJ/mm, utilizando as equações do Rosenthal. Entretanto, nenhum desses pesquisadores atentou para também discriminar o ciclo de aquecimento. Pode-se também observar que não há concordância entre os autores sobre parâmetros usados nas simulações. Mesmo os autores que usaram as equações do Rosenthal ou Rykalin para calcular os ciclos térmicos usaram a taxa de aquecimento constante, variando apenas a taxa de resfriamento de 800 a 500 °C. Embora tendo resultados coerentes, as simulações feitas utilizando-se esta abordagem não representam fielmente a soldagem real, já que Kumar et al. (2017) demonstraram experimentalmente que a taxa de aquecimento varia de acordo com a energia de soldagem (com aumento da energia de soldagem, a taxa de aquecimento diminui, assim como a taxa de resfriamento).

Antes de se iniciar as simulações previstas nesta etapa do trabalho, pensou-se em elaborar um procedimento sistemático que pudesse eliminar os problemas metodológicos apontados anteriormente de ao se fazer uma simulação. Utilizou-se para tal as equações do Rosenthal e a metodologia descrita em Poorhaydari et al. (2015). A Fig. 7.14 representa resultados deste

procedimento através da variação da taxa de aquecimento em função da energia de soldagem calculada usando os parâmetros da Tab. 7.6.

Tabela 7.6 - Parâmetros de soldagem utilizados para simular três níveis de energias de soldagem e três espessuras da chapa

Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldagem (m/s)	Eficiência do arco	Temperatura de pico do ciclo térmico (°C)	Espessura da chapa (mm)
250	18	0,0053	0,7	1350	3
		0,0079			10
		0,016			30

É importante dizer que de acordo com a teoria da aplicação das Equações de Rosenthal, na Fig. 7.14(a) (espessura da chapa de 3 mm) a taxa de aquecimento mais realista seria a calculada com Rosenthal 2D, enquanto na Fig. 7.14(c) (espessura da chapa de 30 mm) a taxa de aquecimento mais realista seria a calculada com a Rosenthal 3D, o que foi adotado neste trabalho. Como se pode ver, a taxa de aquecimento diminui com aumento da energia de soldagem independentemente da espessura da chapa, confirmando os resultados experimentais de Kumar et al. (2016). Porém, conhecendo as limitações dos cálculos usando as equações de Rosenthal, os resultados obtidos não podem ser usados para se fazer uma previsão de ciclo térmico das soldas reais e o seu propósito seria apenas demonstrar as tendências. Assim, pode-se concluir que:

- a) quanto menor a taxa de resfriamento (devido a um maior calor imposto), menor também a taxa de aquecimento que uma solda vai sofrer;
- b) este comportamento se torna menos pronunciado a medida que a espessura da chapa aumenta.

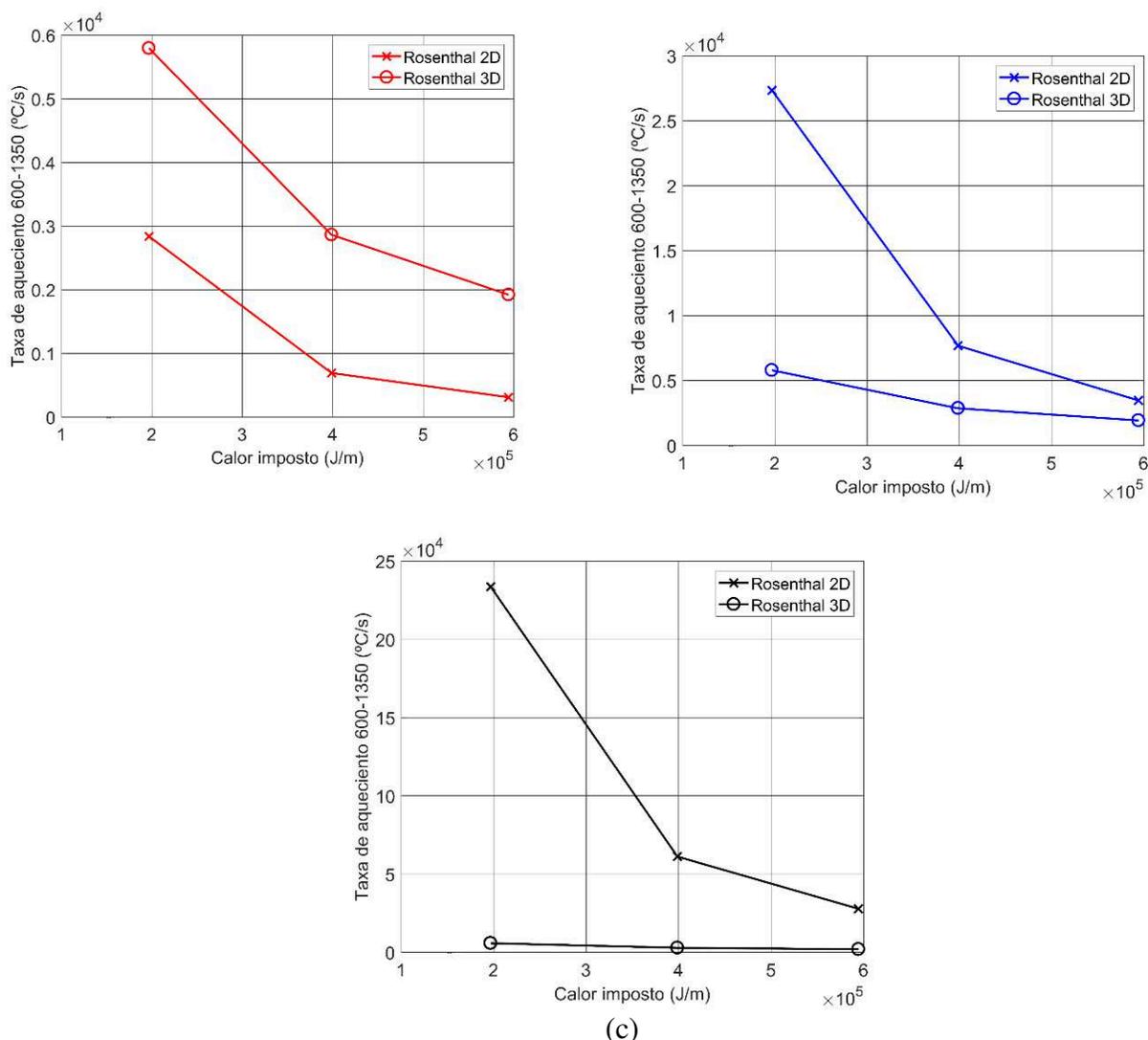


Figura 7.14 - Taxas de aquecimento de 600 °C a 1350 °C em função do calor imposto para uma chapa de 3 mm (a), de 10 mm (b) e 30 mm (c) de espessura, calculadas usando as equações de Rosenthal

Desta forma, foi proposto utilizar as equações de Rosenthal para determinar a taxa de aquecimento compatível em função da taxa de resfriamento desejável para serem usadas coerentemente nos levantamentos dos DTTS. Por exemplo, para se simular ciclos térmicos com uma combinação pré-definida da taxa de resfriamento e temperatura de pico seguiu-se os seguintes passos:

- 1) a partir do valor de taxa de resfriamento entre 800 em 500 °C desejada e para um valor constante da potência de soldagem e material e espessura de uma condição que se queira simular, calcular o valor da velocidade de soldagem pela Equação 7.1.

$$\Delta t_{800/500} = \frac{(q/v)^2}{4\pi\lambda\rho c d^2 \theta_2} \quad (7.1)$$

onde  $q$  - potência de soldagem ( $\text{Js}^{-1}$ ),  $v$  - velocidade de soldagem ( $\text{ms}^{-1}$ ),  $\lambda$  - condutividade térmica ( $\text{Js}^{-1}\text{m}^{-1}\text{C}^{-1}$ ),  $\rho c$  - calor específico ( $\text{Jm}^{-3}\text{C}^{-1}$ ),  $d$  - espessura da chapa (m),  $T_0$  - temperatura ambiente ( $^{\circ}\text{C}$ ) e  $\theta_2$  dado pela equação 2.

$$\frac{1}{\theta_2} = \left( \frac{1}{(500-T_0)^2} - \frac{1}{(800-T_0)^2} \right) \quad (7.2)$$

*Nota: Equações 7.1 e 7.2 dadas em Poorhaydari et al. (2005).*

- 2) uma vez calculada a velocidade de soldagem que resulta na dada taxa de resfriamento entre 800 em 500  $^{\circ}\text{C}$  desejada, calcula-se pela Equação 7.3 o valor da distância radial a partir do cordão de solda ( $r$ ) que produzisse a temperatura de pico ( $T_{pico}$ ) desejada e, em seguida, usando a mesma equação calcula-se a tabela Temperatura vs tempo.

$$T_{pico} - T_0 = \frac{\frac{q}{v}}{d(4\pi\lambda\rho ct)^{\frac{1}{2}}} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad (7.3)$$

onde  $t$  - tempo (s),  $r$  - distância radial a partir do eixo do cordão de solda (m),  $a$  - difusividade térmica ( $\text{m}^2\text{s}$ );

depois de se calcular a velocidade de soldagem e a distância  $r$  (para uma dada combinação de temperatura de pico e taxa de resfriamento), um ciclo térmico é gerado, de onde se pode tirar as taxas de aquecimento e resfriamento a qualquer tempo teoricamente de soldagem;

- 3) com objetivo de facilitar a programação do *script* na Gleeble, o ciclo térmico gerado é discretizado em trechos lineares, como ilustrado na Fig. 7.15.

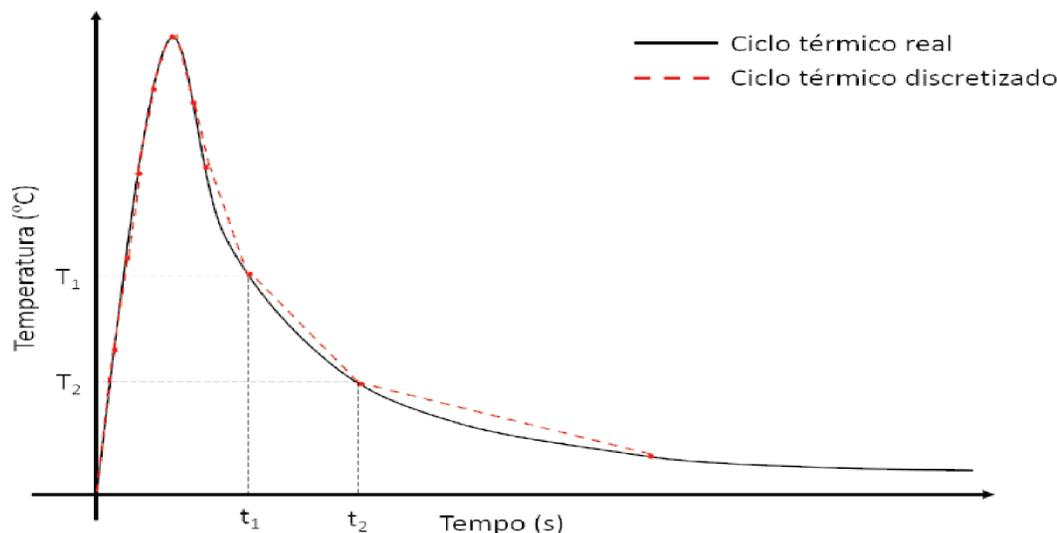


Figura 7.15 - Esquema de discretização linear do ciclo térmico gerado por meio das equações do Rosenthal

## 7.5 Aplicação da metodologia para levantamento do DTTS do aço em estudo (BLAR700)

### 7.5.1 Procedimento de análise dos resultados de simulação

Como a elaboração de um DTTS para o aço em estudo tem como objetivo comparar o mesmo com os resultados encontrados em medições de tensões térmicas por DRX, utilizou-se diferentes taxas de resfriamento (10, 30, 50, 55, 75, 90, 100 °C/s) e quatro temperaturas de pico ( $T_{\text{pico}} = 1350$  °C, 1100 °C, 900 °C e 700 °C), usando-se a espessura (6,35 mm) e propriedades físicas do aço em estudo (BLAR700). As diferentes temperaturas de picos representam regiões da ZAC progressivamente mais afastadas do cordão, sendo que amostras submetidas a um  $T_{\text{pico}}$  de 1350 °C representaria a região dos grãos grosseiros da ZAC, as amostras com  $T_{\text{pico}}$  de 1100 °C a região de grãos finos, as amostras com  $T_{\text{pico}}$  de 900 °C a região intercrítica e as amostras com  $T_{\text{pico}}$  700 °C a região subcrítica. A varredura das taxas de resfriamento se justifica pois não se sabe qual seria a taxa de resfriamento em cada das regiões em que tensão residual foi medida me soldadas reais. Chama-se atenção para o fato de que uma dada taxa de resfriamento a uma  $T_{\text{pico}}$  de 1350 °C se tornaria menor para um  $T_{\text{pico}}$  de 1100 °C, e assim sucessivamente, em soldagens reais. A Tab. 7.7 resume os valores calculados segundo procedimento descrito na seção 7.4.4 e conseqüentemente programados para utilização na Gleeble e os valores medidos após a simulação.

Tabela 7.7 - Taxas de aquecimento (TxA) e taxas de resfriamento (TxR) calculadas, com auxílio das equações de Rosenthal 2D para espessura da chapa de 6,35 mm, e reais, medidas a partir dos ciclos térmicos adquiridos, onde XX na representação XX (YY,YY) é o valor calculado e YY,YY o valor medido

Temperatura de pico (°C)	TxR de 800 a 500 °C programada (valor medido) (°C/s)	TxA de 600 °C a temperatura de pico programada (valor medido) (°C/s)
1350	10 (10,02)	109 (110,09)
	30 (29,96)	329 (330,03)
	50 (53,32)	548 (550,23)
	55 (54,99)	603 (605,99)
	75 (78,86)	822 (833,01)
	90 (90,81)	987 (962,21)
	100 (101,30)	1096 (1046,55)
1100	30 (30,00)	206 (208,05)
	55 (55,16)	377 (385,56)
	90 (89,51)	617 (625,52)
900	30 (29,95)	107 (112,57)
	90 (89,54)	321 (322,90)
700	30 (33,27)	76 (76,79)
	90 (97,85)	228 (228,96)

Os resultados de simulação foram analisados de acordo com os seguintes parâmetros obtidos de curvas do DTTS, a saber, as temperaturas de início e final da transformação de fase no resfriamento (TF), a inclinação da curva Tensão-Temperatura ( $d\sigma/dT$ ) antes e depois de transformação de fase e o valor final de Tensão Residual (TR), como indicado na Fig. 7.16. Destaca-se que as inclinações da curva Tensão-Temperatura antes e depois de TF são parâmetros importantes, pois correspondem ao endurecimento ou não do material após a transformação de fase. Também foi medido o comprimento do volume do metal aquecido em cada amostra.

As temperaturas de início e final da transformação de fase em função da taxa de resfriamento foram estimadas de forma visual as curvas do DTTS. A partir delas, dividiu-se o segmento de resfriamento da curva em duas regiões, a primeira da temperatura em que se observa a inversão do aquecimento para o resfriamento, ou seja, a  $T_{pico}$ , até a temperatura de início da transformação de fase no resfriamento ( $TF_i$ ), enquanto a segunda da temperatura de fim da transformação de fase no resfriamento ( $TF_f$ ) até a temperatura ambiente. Em cada uma das regiões da curva, expurgou-se uma quantidade de pontos equivalente a 2 s de medição (aproximadamente 400 pontos), para evitar a influência das regiões transientes. Usou-se a função do MatLab® para regressão linear para obter equações do tipo  $\sigma(T) = k \cdot T + b$ , onde o  $k$  é o coeficiente angular,  $T$  é a temperatura e  $b$  é uma

constante, igual ao valor ao se extrapolar para  $T = 0$ . Teoricamente, no caso do após transformação, a constante  $b$  seria a TR, e no caso do antes da transformação,  $b$  seria o valor da tensão em que se inicia a transformação. Entretanto, os valores estimados pela regressão diferem destes, pois expurgou-se da curva os valores transientes. Ressalta-se que o cálculo foi feito apenas para as temperaturas de pico de 1350 °C e 1100 °C, onde quando  $TF_i$  e  $TF_f$  são perceptíveis visualmente.

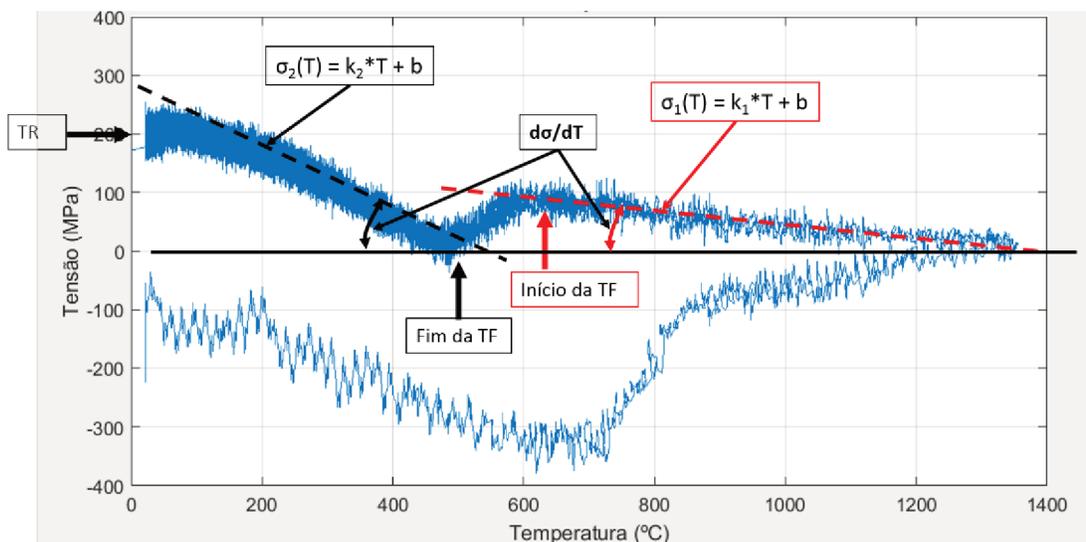


Figura 7.16 - Esquemática da medição dos parâmetros obtidos de curvas do DTTS: temperaturas de início ( $TF_i$ ) e final ( $TF_f$ ) da transformação de fase no resfriamento; a inclinação da curva Tensão-Temperatura ( $d\sigma/dT$ ) antes e depois de transformação de fase; coeficiente de inclinação da curva tensão-temperatura antes ( $k_1$ ) e depois de transformação de fase ( $k_2$ ); o valor final de Tensão Residual (TR)

O comprimento do volume aquecido foi estimado por meio da análise das filmagens de cada teste. O vídeo foi discretizado em quadros e em seguida foi feita uma análise visual de todo o período de aquecimento e resfriamento, a fim de detectar o momento quando a região aquecida estiver com seu maior comprimento possível.

Além das curvas de tensões térmicas, submeteu-se as próprias amostras à análise quanto à sua microestrutura e microdureza. A análise microestrutural foi feita em uma seção transversal retirada do centro da amostra, onde se soldou os termopares (apresentado na Fig. 7.3). Mediu-se um perfil de microdureza HV (carga de 500 g e tempo de retenção do endentador de 15 s) no meio da seção transversal da amostra, como indicado na Fig. 7.17, com passo de 0,25 mm entre cada endentação. Para uma seção transversal de 4 mm de diâmetro foram feitas 14 medições (por ser muito próximas da borda, descartou-se uma medição no início e no final da linha de medição).

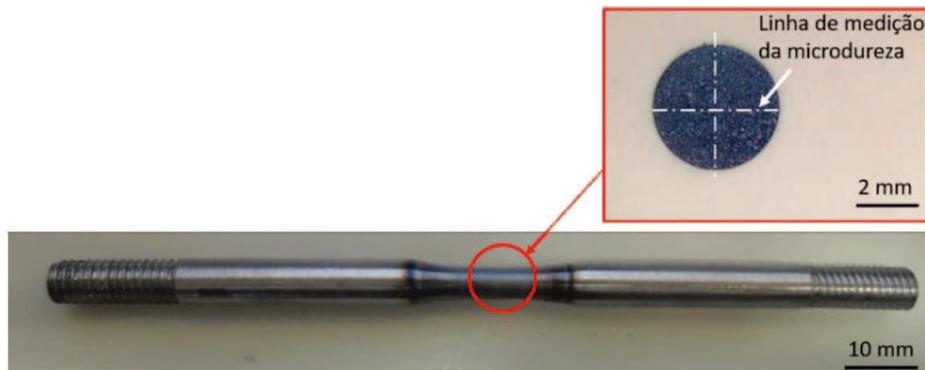
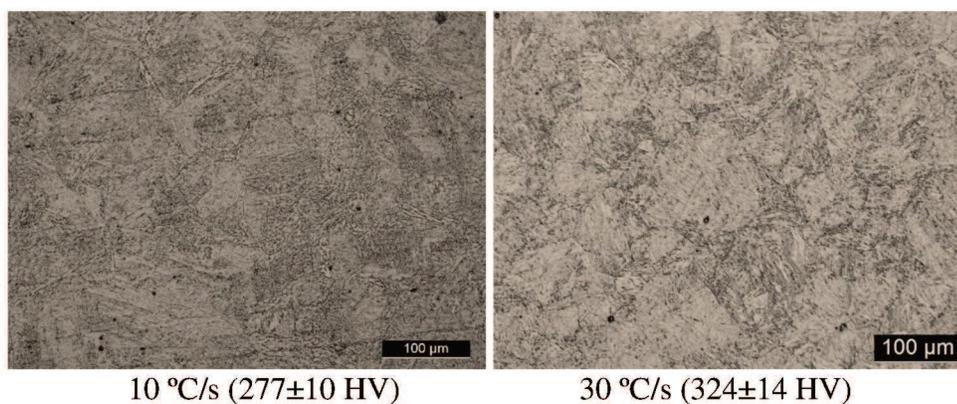


Figura 7.17 - Destaque para remoção da seção transversal para análise de microestrutura e medição de microdureza

## 7.6 Apresentação e discussão dos resultados sobre as DTTS do aço BLAR700

### a) amostras submetidas ao ciclo térmico com $T_{pico}$ de 1350 °C

Na Figura 7.18 estão apresentadas as imagens micrográficas das seções transversais das amostras do aço BLAR700 submetidas a simulação física para determinação de curvas de DTTS, para uma  $T_{pico}$  de 1350 °C e sob diversas taxas de resfriamento (Tab. 7.7). Como pode-se perceber, a microestrutura é provavelmente martensítica.



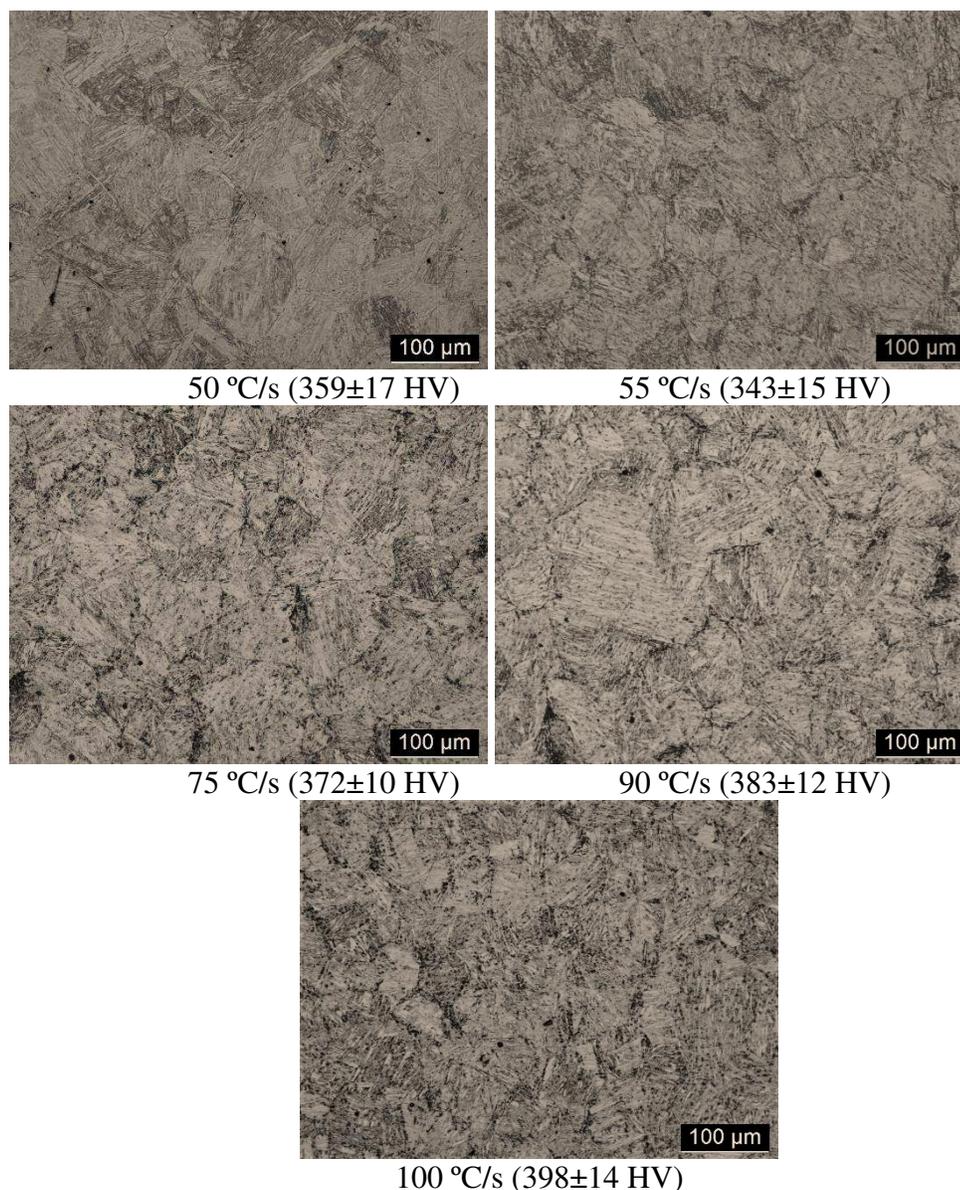
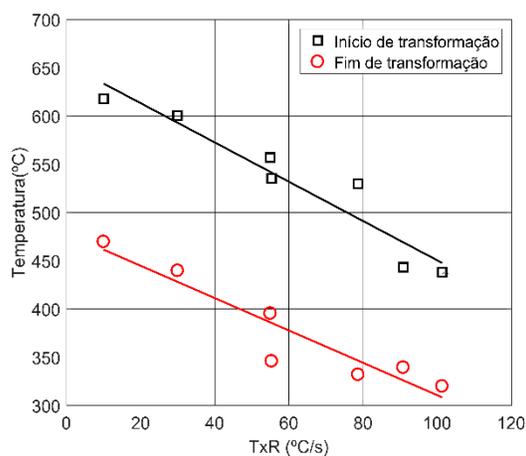


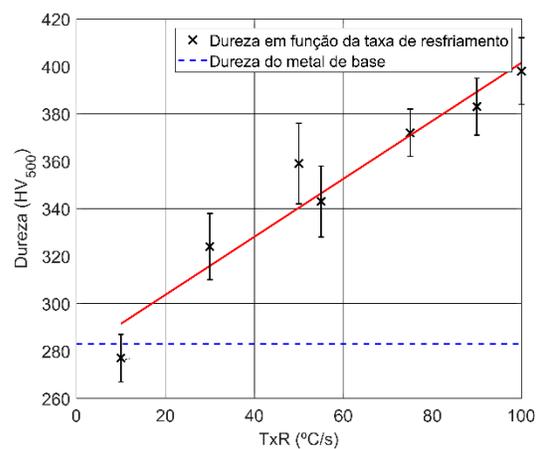
Figura 7.18 - Microestruturas das seções transversais das amostras do aço BLAR700 em função da taxa de resfriamento para temperatura de pico de 1350 °C

Já na Fig. 7.19 se apresentam de forma gráfica os parâmetros obtidos de curvas do DTTS em função também da taxa de resfriamento. Como se observa na Fig. 7.19(a), as temperaturas de início ( $T_i$ ) e fim ( $T_f$ ) da transformação de fase têm a tendência decrescente marcante com o aumento da taxa de resfriamento. Este fato seria justificável do ponto de vista metalúrgico, já que com o aumento da taxa de resfriamento, o grau de super-resfriamento aumenta e a velocidade de difusão atômica diminui, o que faz com que as transformações de fase aconteçam em menor temperatura.  $T_i$  deveria representar em um diagrama CCT deste aço a temperatura de início da martensita e o  $T_f$

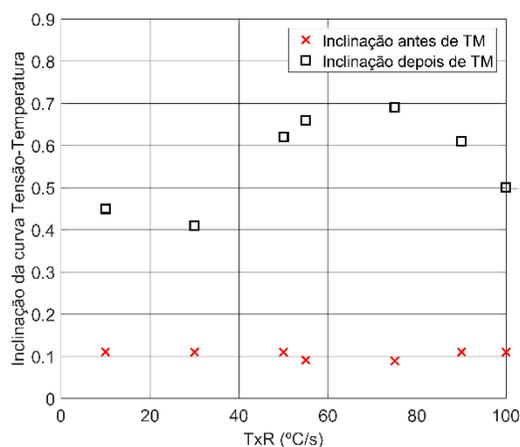
a temperatura de fim da martensita, que normalmente são valores constantes; no diagrama fornecido pelo fabricante do aço, a  $M_s$  calculada foi em torno de 440 °C, portanto menor do que os valores da Fig. 7.19(a)). Por outro lado, em diagramas CCT a temperatura e tempo de austenitização são diferentes das aplicadas na presente simulação física. Além disto, em geral, em diagramas CCT o material não está sob esforços de tração, como no presente caso. O aumento crescente da dureza em função da taxa de resfriamento (Fig. 7.19(b)) suportam os resultados da Fig. 7.19(a) e está bem coerente com o do diagrama CCT da Fig. 7.20. Além disto, Zhao et al. (2014) por meio das simulações físicas estudaram o efeito da taxa de resfriamento (de 0,5 a 8 °C/s) sobre a transformação de fase e microestrutura de um aço microligado NbTi com composição química similar ao BLAR700 em estudo. Ao aumentar a velocidade de resfriamento, observou-se também decréscimo na temperatura de início de transformação martensítica.



(a)



(b)



(c)

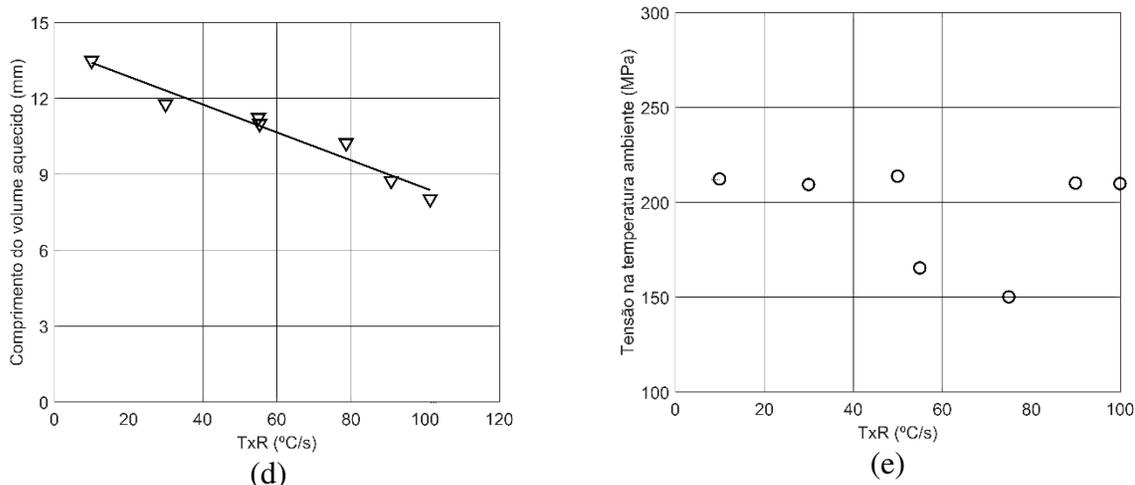


Figura 7.19 - Parâmetros em função da taxa de resfriamento extraídos das curvas do DTTS do aço BLAR700, para  $T_{\text{pico}} = 1350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ : (a) temperatura de início e fim de transformação metalúrgica; (b) microdureza HV; (c) inclinações das curvas tensão-temperatura antes e depois da transformação metalúrgica; (d) comprimento do volume aquecido da amostra; (e) TR na temperatura ambiente

Analisando a Fig. 7.19(c), observa-se que não há variação da inclinação da curva tensão-temperatura até o início das transformações ( $TF_i$ ), o que é justificável por estar o material ainda em fase austenítica, que tem o mesmo comportamento independentemente da taxa de resfriamento. Entretanto, considerando a variação da inclinação da curva tensão-temperatura a partir do fim das transformações ( $TF_f$ ), verifica-se uma tendência de aumento dos valores de inclinação da curva tensão-temperatura para taxas de resfriamento maiores do que  $30 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , indicando aumento da resistência do metal. Pelo diagrama CCT da Fig. 7.20, que novamente pode servir de base, até  $30 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$  a microestrutura não é 100 % martensítica, o que justificaria este comportamento. Porém, este aumento para taxas de resfriamento maiores do que  $30 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$  não é linear, como poderia se esperar pelo aumento da dureza (Fig. 7.19(b)).

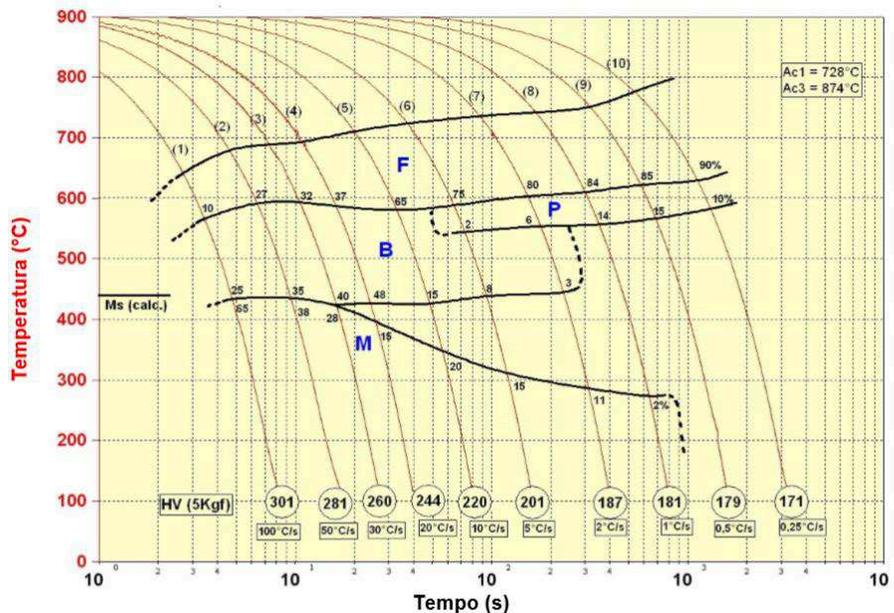


Figura 7.20 - Diagrama CCT do aço BLAR700 fornecida pelo fabricante

Analisando a Fig. 7.19(e), não houve uma tendência das TR aumentarem ou se reduzirem com o aumento das taxas de resfriamento. Porém, os valores de TR estão sempre abaixo do limite de escoamento do material, sugerindo que as tensões térmicas após o fim das transformações se deram em regime elástico. Analisando-se a geração de tensões térmicas apenas pelas transformações metalúrgicas, poder-se-ia se esperar que:

- maiores TR com o aumento da taxa de resfriamento, por ter o material ficado mais resistente (maior dureza), consequentemente absorvendo menos tensões térmicas por deformação (caso o material ofereça maior resistência, maior será a tensão final). Ao se observar novamente a Fig. 7.19(c), as inclinações das curvas tensão-temperatura a partir do fim das transformações ( $TF_f$ ) são maiores para maiores taxas de resfriamento, o que deveria levar a maiores TR;
- menores TR com o aumento da taxa de resfriamento, pois o crescimento das tensões térmicas se deu a partir de menores temperaturas, condição em as taxas de resfriamento eram maiores. Como resultado, mesmo com um crescimento maior, ao final as TR ficaram iguais. Aliás, este é o princípio de ação dos de materiais LTT (Low Temperature Transformation)

Analisando-se agora o efeito do volume aquecido sobre a geração das TR, poder-se-ia também se prever menores TR para maiores taxas de resfriamento, já que pela Fig. 7.19(d) o

comprimento do volume aquecido torna-se menor com o aumento da taxa de aquecimento. Como se vê pela Tab. 7.7, a taxa de aquecimento cresce junto com a de resfriamento, deixando tempo menor para que o calor se propague. De acordo com a hipótese inicial, o menor volume aquecido levaria a um valor menor de TR. Entretanto, como o aço BLAR700 passa por transformação martensítica, há atuação de vários fenômenos durante o resfriamento, como efeito do volume aquecido, efeito de endurecimento do material (dificuldade de se deformar plasticamente e, por consequência, aliviar tensão residual) e o das tensões de compressão induzidas por transformação e que podem aliviar as tensões trativas desenvolvidas durante o resfriamento restrito da amostra.

Um ponto de exceção na Fig. 7.19(e) seria a queda de TR entre 55 e 80 °C/s. Ao se sobrepor as informações inferidas a partir das Fig. 19(c) e (e), observa esta incompatibilidade, pois de acordo com a Fig. 7.19(e) há um decréscimo de TR para as taxas de resfriamento de aproximadamente 55 e 80 °C/s, fato contraditório ao aumento da resistência mecânica observado nas Fig. 19(c). Entretanto, ao se analisar a Fig. 7.19(a) pode-se ver que a transformação martensítica no caso das taxas de resfriamento de 55 e 75 °C/s ocorre em temperaturas relativamente mais baixas, dando a origem ao efeito de consumíveis LTT, Low Temperature Transformation, usados como meio para se diminuir as tensões residuais. Seguindo a mesma linha de raciocínio, poder ia-se supor que os valores de TR para taxas de 90 °C/s e 100 °C/s deveriam ser menores ainda, visto que as temperaturas de início e fim da transformação metalúrgica são mais baixas. Entretanto, acredita-se que a dureza alta das amostras submetidas às estas taxas de resfriamento prejudica a capacidade de deformação em baixas temperaturas resultando, assim, em um aumento da TR.

Desta forma, pode-se supor que para o aço BLAR700 exista uma faixa de parâmetros de aquecimento e resfriamento onde o efeito de volume de metal aquecido prevalece sobre o efeito de transformação de fase (amostras resfriadas às taxas de 10 a 50 °C/s). Por outro lado, na faixa de taxas de resfriamento de 55 a 75 °C/s o efeito que, supostamente, afeta o valor final de TR é o de transformação metalúrgica em baixas temperaturas que, por ser de natureza expansiva, reduz as TR finais. Ao se resfriar as amostras à uma taxa superior a 75 °C/s o material sofre um endurecimento elevado e a dificuldade de absorver as deformações plásticas faz a TR voltar a subir. Mesmo as temperaturas de início e fim de transformação metalúrgica sendo baixas (como sugere a Fig. 7.19 (a)) há prevalência do efeito de endurecimento sobre o efeito LTT. Em resumo, os efeitos concorrentes das transformação e do volume aquecido podem justificar o balanço dos efeitos, consequentemente a manutenção da TR com o aumento da taxa de resfriamento.

*b) amostras submetidas ao ciclo térmico com  $T_{pico}$  de 1100 °C*

As amostras com  $T_{pico}$  de 1100 °C representam a região de grãos finos de uma ZAC de aços estruturais. Como planejado na Tab. 7.7, testes foram realizados em apenas 3 taxas de resfriamento, a saber, 30, 55 e 90 °C/s. Na Fig. 7.21 estão apresentadas as imagens micrográficas das seções transversais das amostras.

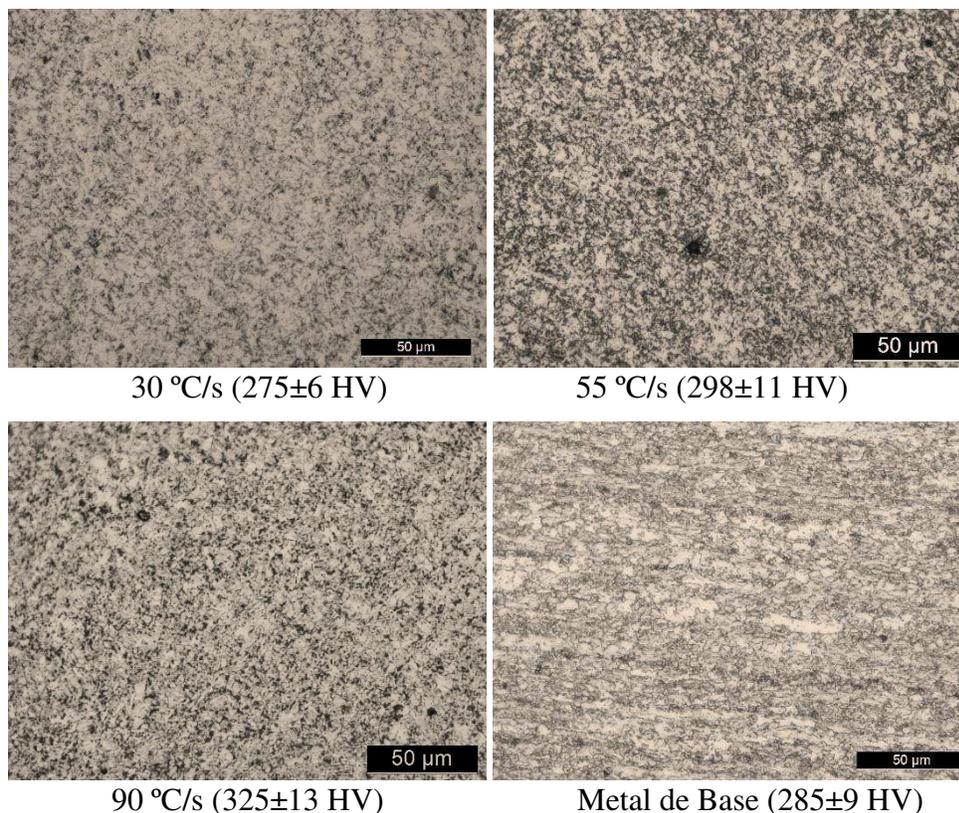


Figura 7.21 - Microestruturas das seções transversais das amostras do aço BLAR700 em função da taxa de resfriamento para temperatura de pico de 1100 °C

Já na Fig. 7.22 se apresentam de forma gráfica os parâmetros obtidos de curvas do DTTS em função também da taxa de resfriamento. Destaca-se que para este pico de temperatura não foi possível determinar o comprimento do volume aquecido. Como no caso das amostras com  $T_{pico}$  de 1350 °C, observa-se novamente o decréscimo da temperatura de início da transformação de acordo com aumento da taxa de resfriamento (Fig. 7.22(a)). Há também um aumento progressivo da dureza com aumento da taxa de resfriamento, conforme Fig. 7.22(b). Observa-se ainda que não há variação da inclinação da curva tensão-temperatura até o início das transformações ( $TF_i$ ), como mostra a Fig. 7.22(c), o que é novamente justificável por estar o material ainda em fase austenítica.

Entretanto, diferentemente do ocorrido nos testes com  $T_{\text{pico}}$  de 1350 °C, considerando a variação da inclinação da curva tensão-temperatura a partir do fim das transformações ( $TF_f$ ), verifica-se uma tendência de queda dos valores de inclinação da curva tensão-temperatura para taxas de resfriamento de 30 °C/s para 50 °C/s e num novo aumento para a taxas de resfriamento de 90 °C/s, indicando aumento da resistência do metal. Novamente, este comportamento da curva tensão-temperatura a partir do fim das transformações ( $TF_f$ ) não está de acordo com o crescimento linear da dureza (Fig. 7.22(b)).

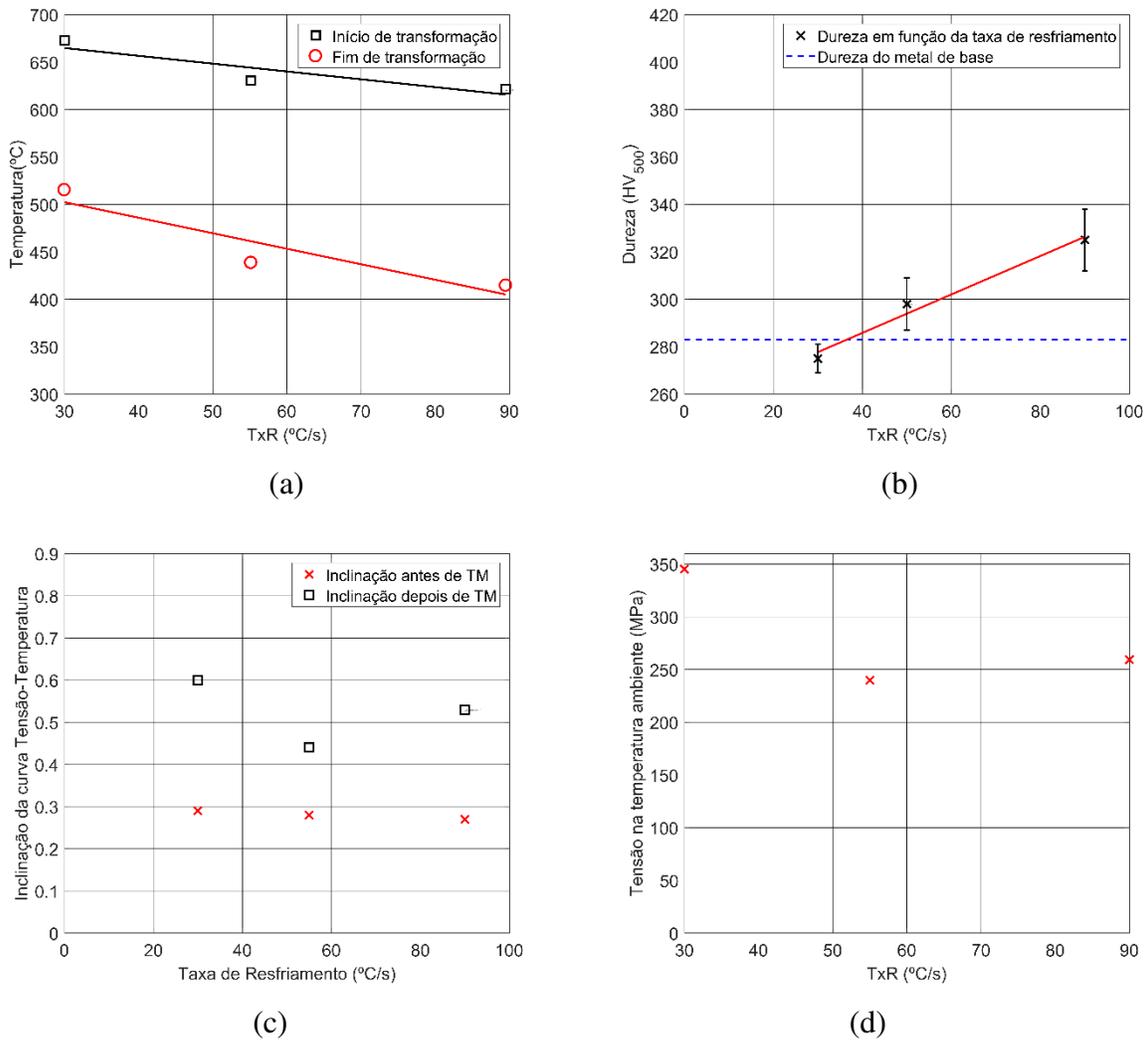


Figura 7.22 - Parâmetros em função da taxa de resfriamento extraídos das curvas do DTTS do aço BLAR700, para  $T_{pico} = 1100\text{ °C}$ : (a) temperatura de início e fim de transformação metalúrgica; (b) microdureza HV; (c) inclinações das curvas tensão-temperatura antes e depois da transformação metalúrgica; (d) TR na temperatura ambiente

*c) amostras submetidas ao ciclo térmico com  $T_{pico}$  de  $900\text{ °C}$*

As amostras com  $T_{pico}$  de  $900\text{ °C}$  representam a região intercrítica de uma ZAC de aços estruturais. Como planejado na Tab. 7.7, testes foram realizados em apenas 2 taxas de resfriamento, a saber, 30 e 90 °C/s. Na Fig. 7.23 estão apresentadas as imagens micrográficas das seções transversais das amostras. Embora as amostras terem sido submetidas a uma  $T_{pico}$  parcialmente acima da temperatura de austenização.

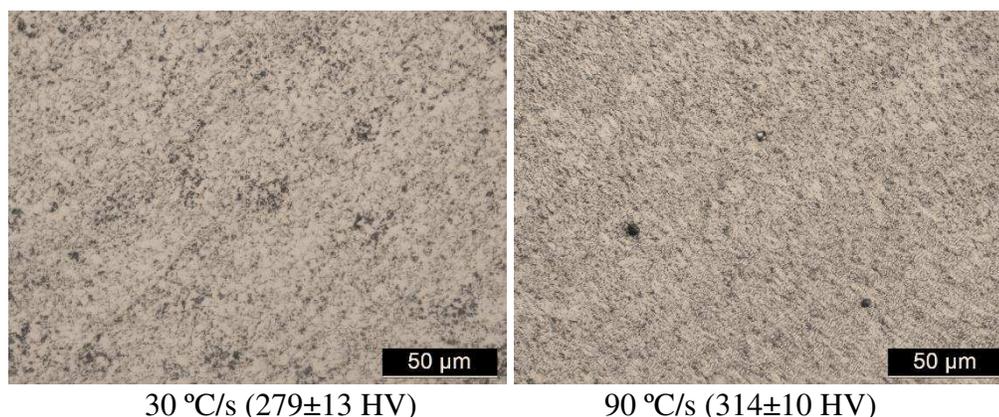


Figura 7.23 - Microestruturas das seções transversais das amostras do aço BLAR700 em função da taxa de resfriamento para temperatura de pico de 900 °C

Já na Fig. 7.24 se apresentam de forma gráfica os parâmetros obtidos de curvas do DTTS em função também da taxa de resfriamento. Destaca-se que para este pico de temperatura também não foi possível determinar o comprimento do volume aquecido. Além disto, houve dificuldades de se distinguir o começo e fim da transformação de fase nas amostras aquecidas a  $T_{\text{pico}}$  de 900 °C. Por isso apresenta-se na Fig. 7.24 apenas a evolução de dureza e TR em função da taxa de resfriamento. Houve neste caso uma concordância entre o aumento da dureza (Fig. 7.24(a)) e o aumento observado de TR (Fig. 7.24(b)), talvez pela menor temperatura. Por outro lado, mesmo não se medindo, pode-se esperar que maiores taxas de resfriamento levassem a um menor comprimento de volume aquecido, fato que, neste caso, não justificaria uma tendência de aumento da TR com o aumento da taxa de resfriamento. Um fato a se destacar, entretanto, foi uma redução do valor de TR das amostras submetidas à  $T_{\text{pico}}$  de 900 °C em relação às das amostras submetidas à  $T_{\text{pico}}$  de 1100 °C, retornado às faixas de valores observadas  $T_{\text{pico}}$  de para 1350 °C.

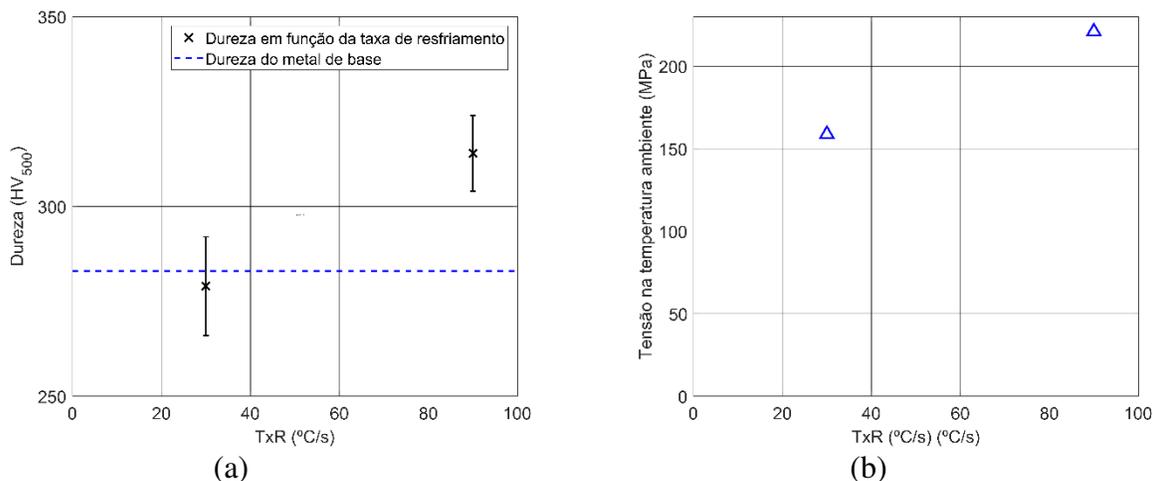


Figura 7.24 - Parâmetros em função da taxa de resfriamento extraídos das curvas do DTTS do aço BLAR700, para  $T_{pico} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ : (a) microdureza HV; (b) TR na temperatura ambiente

*d) amostras submetidas ao ciclo térmico com  $T_{pico}$  de  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$*

As amostras com  $T_{pico}$  de  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  representam a região subcrítica de uma ZAC de aços estruturais, ou seja, sem transformação de fase. Como planejado na Tab. 7.7, estes testes foram também realizados em apenas 2 taxas de resfriamento, a saber, 30 e 90 °C/s. Na Fig. 7.25 estão apresentadas as imagens micrográficas das seções transversais das amostras. Por terem as amostras sido submetidas a uma  $T_{pico}$  abaixo da temperatura de austenização, não haveria mesmo transformação metalúrgica em relação ao material de base.

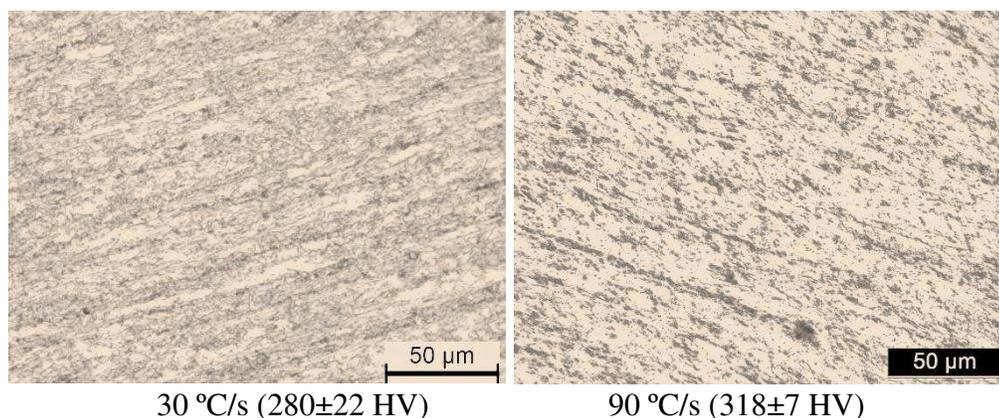


Figura 7.25 - Microestruturas das seções transversais das amostras do aço BLAR700 em função da taxa de resfriamento para temperatura de pico de  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$

Já na Fig. 7.26 se apresentam de forma gráfica os parâmetros obtidos de curvas do DTTS em função também da taxa de resfriamento. Destaca-se que para este pico de temperatura também não

foi possível determinar o comprimento do volume aquecido. Como não deve ter havido transformações, não existiria o começo e fim da transformação de fase nas amostras aquecidas a  $T_{\text{pico}}$  de 700 °C. Por isso apresenta-se na Fig. 7.26 apenas a evolução de dureza e TR em função da taxa de resfriamento. Houve, como para  $T_{\text{pico}}$  de 900 °C, uma concordância entre o aumento da dureza (Fig. 7.26(a)) e o aumento observado de TR (Fig. 7.26(b)). Por outro lado, mesmo não se medindo, pode-se esperar que maiores taxas de resfriamento levassem a um menor comprimento de volume aquecido, fato que, também neste caso, não justificaria uma tendência de aumento da TR com o aumento da taxa de resfriamento. Novamente se destaca a continuidade da redução do valor de TR das amostras submetidas à  $T_{\text{pico}}$  de 700 °C em relação às das amostras submetidas à  $T_{\text{pico}}$  de 900 °C.

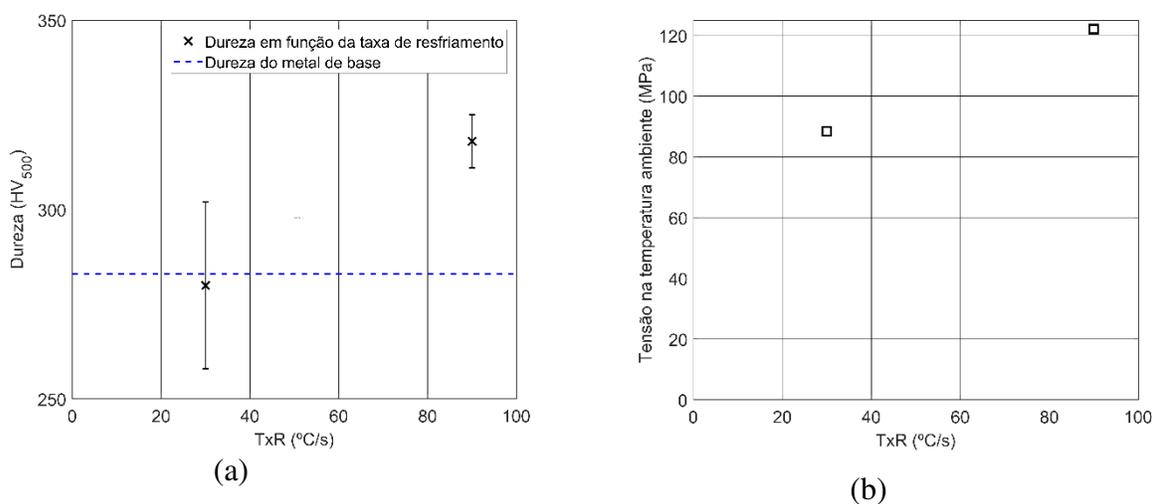


Figura 7.26 - Parâmetros em função da taxa de resfriamento extraídos das curvas do DTTS do aço BLAR700, para  $T_{\text{pico}} = 700$  °C: (a) microdureza HV; (b) TR na temperatura ambiente

## CAPÍTULO VIII

### **Abordagens para Medição de TR por DRX: Tensão Líquida Introduzida pelo Processo de Soldagem, Sequência de Preparação da Superfície, Remoção das Restrições e Relaxação Temporal**

#### **8.1 Introdução**

Prevey (1992) aponta três limitações para o método de medição das TR por DRX que estão associadas não ao método em si, mas à obtenção e interpretação dos resultados. A primeira limitação se refere às TR superficiais presentes em muitas amostras, que são de interesse prático, mas não representam os processos que as produziram. Como causa de uma segunda limitação, os processos de usinagem convencional produzem gradientes nas tensões residuais superficiais tão grandes que os resultados de medição na superfície são de pouco valor. Finalmente, muitos processos de remoção de material e tratamento superficial produzem distribuições de tensões que variam significativamente com a profundidade de penetração do feixe de Raios X e podem causar erros experimentais. Por exemplo, Leggatt (2008) comenta que nas regiões adjacentes ao cordão de solda as TR são as induzidas pelo próprio processo de soldagem. Entretanto, como enfatiza o autor, ao se afastar da junta, as TR serão resultado da superposição das tensões induzidas pela solda e quaisquer tensões pré-existentes nas peças que estão sendo unidas.

Na literatura corrente, ao invés de se procurar quantificar o estado prévio das tensões (tensões pré-existentes), é uma prática comum fazer o Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT) antes das soldagens para se estudar as TR induzidas pelo processo de soldagem. Assim fizeram, por exemplo, Qiang et al. (2018), Pamnani et al. (2015), Junaid et al. (2017), entre outros. Porém, como justifica Nitschke-Pagel Wohlfahrt (2002), o tratamento térmico de alívio de tensões em aços

de alta resistência é pouco eficiente, pois esses aços sendo aquecidos até a temperatura de tratamento, o limite de escoamento ainda permanece alto e as deformações plásticas não ocorrem por completo.

A literatura aponta ainda outros aspectos que podem influenciar os resultados de medição das TR. De acordo com Leggatt (2008), relaxação temporal e a presença de restrições são mais dois fatores que têm influência sobre os resultados. Mas por se tratar de uma revisão, Leggatt não apresenta resultados experimentais para suportar sua afirmação. Por outro lado, Gurova et al. (2015) observaram experimentalmente relaxação temporal das TR em placas soldadas, mesmo livres de restrições externas (ou seja, as TR se tornaram menores após um tempo de repouso da chapa soldada). Teng et al. (2001) procuram justificar o alívio de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) após a retirada de restrições pela deformação angular, que induz tensões de compressão na região da ZAC e, assim, segundo os autores, ocorre alívio das TR.

Como visto em capítulos anteriores, há procedimentos e recomendações antagônicos aplicados à preparação da superfície antes de medição das TRs por DRX. Uma proposta para mitigar o efeito destas inconveniências seria avaliar de maneira sistemática os seguintes aspectos:

- a) o da preparação da superfície em posições estratégicas no componente, se feita antes ou depois da operação de soldagem e com as medições de TR feitas antes e após a soldagem nestas mesmas posições;
- b) o da necessidade da determinação dos valores líquidos de TR (a diferença entre o valor da TR antes da operação de soldagem e após a soldagem);
- c) o da relaxação temporal das TR;
- d) e, o da necessidade de imposição de restrição ou influência da manutenção de restrições.

Apesar de serem práticas controversiais, não se encontrou na literatura corrente a aplicação destes conhecimentos de uma forma mais sistêmica. Desta forma, os objetivos do trabalho relatado neste capítulo foram aplicar em soldas reais a avaliação dos aspectos de a) à d), para responder as seguintes perguntas: Quando se deve fazer a remoção da superfície, se antes ou depois do processamento propriamente dito? É aceitável corrigir os valores das TR medidas após soldagem em função das TR medidas antes de soldagem? É necessário se preocupar com a relaxação temporal das TR em chapas de teste rigidamente fixadas?

## 8.2 Metodologia, materiais e equipamentos

Para se atingir os objetivos propostos, foi soldada uma chapa de teste de um Baixa Liga Alta Resistência (BLAR) da classe 700 MPa e sob alta restrição. Em seguida, medições de TR foram feitas sobre mesmas e pré-determinadas posições, antes e após a soldagem e antes e após remoção de uma camada superficial. O equipamento, procedimento e parâmetros de medição das TR foram descritos previamente no Capítulo IV (Métodos, Equipamentos e Insumos). A soldagem da placa de teste foi feita pelo processo MIG/MAG (curto-circuito com forma de onda controlada), usando-se um arame AWS ER70S-6 de 1,2 mm de diâmetro, protegido com Ar+8%CO<sub>2</sub>. Foi depositado um único passe, usando-se cobrejunta de cobre para evitar perfuração da raiz. Os parâmetros de soldagem utilizados para estão listados na Tab. 8.1.

Tabela 1 - Parâmetros de soldagem (valores médios medidos)

Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de alimentação (m/min)	Velocidade de soldagem (cm/min)	DBCP (mm)	Vazão de gás de proteção (l/min)
148	29	4,2	17	14	12

Para preparação da superfície para medição de TR, ou seja, remoção superficial do material, usou-se um processo eletrolítico, com a chapa sempre sob restrição (ainda presa no suporte). A remoção eletrolítica foi feita utilizando-se um eletrólito com composição química de 19 % H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 9 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> e 72 % H<sub>2</sub>O com 25 A por 150 s até que a superfície de laminação fosse eliminada (removeu-se até o ponto de não se notar mais a presença da superfície de laminação, estimado, baseado em Mishchenko et al. (2016), em 0,050 mm e mediu-se as TR novamente.

É importante destacar que após remoção, todos os resultados de TR são corrigidos usando-se a equação 1, de Moore e Evans (1958). Essa equação é adequada para se fazer correções devido à relaxação em amostras planas de pequena espessura.

$$\sigma = \sigma_m + \left( -4\sigma_m \cdot (H) \cdot \frac{\Delta Z}{H} \right) \quad (1)$$

onde,  $\Delta z$  é a variação da espessura depois de remoção da camada, H é a espessura original da chapa de teste,  $\sigma_m$  é a tensão medida e  $\sigma_z$  é a tensão corrigida.

## 8.3 Resultados

### 8.3.1 Preparação e caracterização da superfície da chapa de teste antes da soldagem

Neste caso, não houve limpeza prévia da chapa de teste antes de ser utilizada, mantendo-se uma fina camada de óxidos na sua superfície, devido ao processo de laminação. Essa camada tem composição química diferente da do próprio aço e um estado próprio de tensão, podendo, assim, influenciar o resultado das medições. Para avaliar o efeito da presença dessa camada, escolheu-se uma linha em uma das partes da chapa de teste com 5 pontos, conforme Fig. 8.1, e mediu-se as TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) e transversais sem remoção da superfície de laminação e antes de soldar.

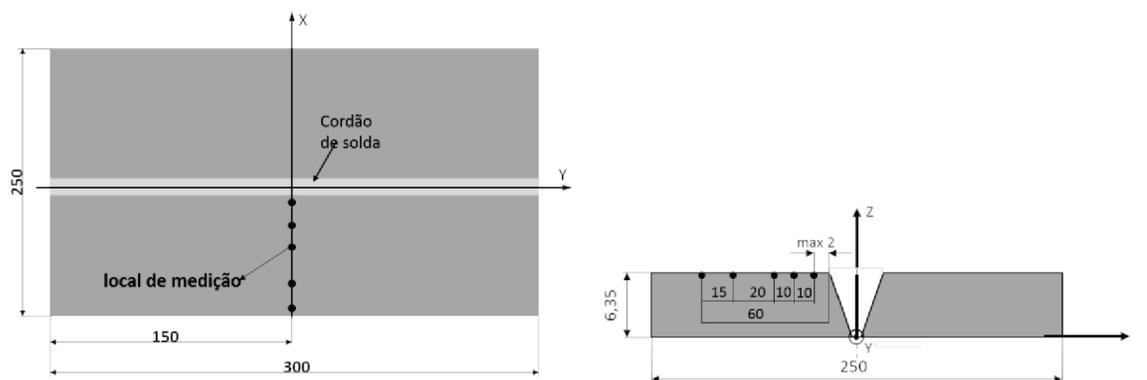


Figura 8.1 - Localização de medição de TR para caracterização do efeito de superfície de laminação

Observa-se pela Fig. 8.2 que a remoção da superfície até visualmente suprimir a laminação mostrou alterar os valores das TR, mas não eliminá-los. Diferentes valores de TR (compressivas) aparecem ao longo da distância do chanfro, mas não apresentando uma tendência e sem muita diferença entre os valores (seria justificável pensar que o estado de tensão fosse distinto em diferentes regiões de uma chapa laminada). Observa-se ainda pela Fig. 8.2 que os valores de tensão longitudinal (compressíveis) após a remoção são maiores, o que aparenta contrassenso (a remoção não deveria induzir tensões de compressão). Porém, em relação às tensões transversais, a remoção da camada aliviou a tensão compressiva. Uma justificativa para tais resultados seria a diferença do comportamento da camada superficial de laminação (antes da remoção) e da região sub superficial (após remoção), que depende da composição química da camada de laminação e da direção de laminação.

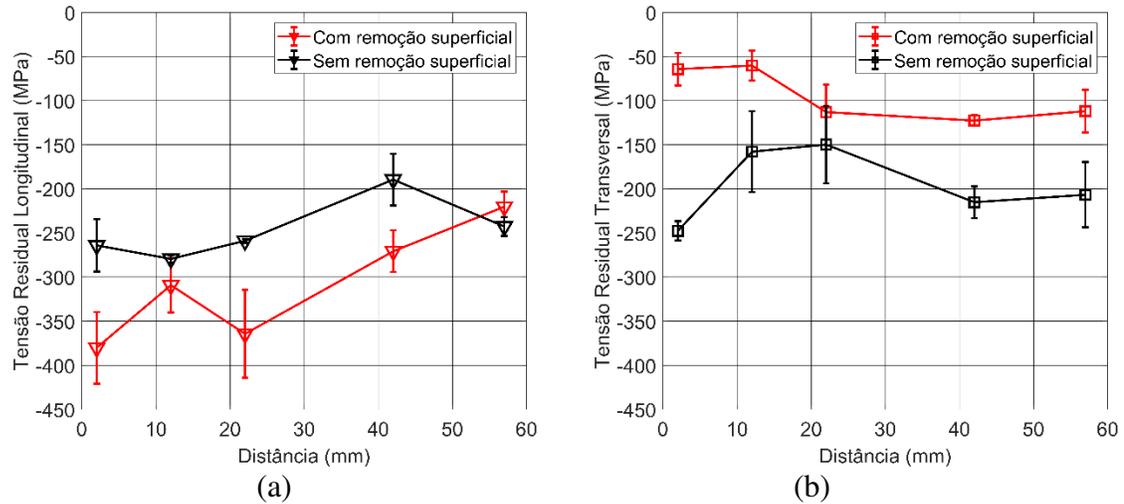


Figura 8.2 - TR longitudinais (a) e transversais (b) nas posições indicadas na Fig. 8.1

### 8.3.2 Aplicação da tensão líquida introduzida pelo processo de soldagem

Como existem TR pré-existent nas chapas, uma solução para não mascarar a determinação do campo de TR gerado pela soldagem devido à existência de uma superfície processada seria o tratamento térmico prévio para alívio de tensões. Porém, como apontado na introdução, poderia acontecer, no caso do aço de alta resistência usado como estudo de caso, que as tensões não se aliviassem totalmente. Assim, procurou-se neste trabalho determinar um valor que refletisse somente a TR induzida, ou seja, sem influência das TR pré-existent. Consequentemente, definiu-se “valor líquido de TR” ( $TR_L$ ), que seria a diferença entre o valor inicial de TR ( $TR_i$ ), medido antes de processo de soldagem, e valor final ( $TR_f$ ), medido depois do processo de soldagem, de medições realizadas nas mesmas posições, como enunciado na Eq. 2. Como cada resultado de medição é representado por um valor médio e o desvio padrão (SD), aplicou-se nesta definição a lei de propagação de incertezas (Eq. 3), como descrito no trabalho de Ku (1966), para se estimar a incerteza das medições (onde,  $SD_i$  é o desvio padrão da medição feita antes de soldagem e  $SD_f$  é o desvio padrão da medição feita depois de soldagem). Esse procedimento é genérico e pode ser aplicado para qualquer grandeza que seja.

$$TR_L = TR_f - TR_i \quad (2)$$

$$SD = \sqrt{SD_i^2 + SD_f^2} \quad (3)$$

É importante ressaltar que em regiões muito próximas do cordão de solda (por exemplo, o ponto de medição a 2 mm de distância do chanfro), onde a temperatura alcançada atinge valores

acima da temperatura de transformação, não foi aplicado o cálculo de  $TR_L$ ; o valor de TR adotado foi o medido após a soldagem. Isto porque é razoável supor que quando há transformação de fase, as TR pré-existentes se apagam, diferentemente das TR em posições que só sofreram aquecimento a temperaturas menores e por pouco tempo (como em regiões mais afastadas).

Preparou-se a chapa de teste e removeu-se antes da soldagem aproximadamente 0,100 mm de profundidade nos locais de medição (local I e II) especificados na Fig. 8.3 e mediu-se as TR previamente à soldagem ( $TR_i$ ). Em seguida, soldou-se a chapa de teste e mediu-se as TR finais ( $TR_f$ ) nos mesmos locais. Deve-se lembrar que os valores medidos foram corrigidos utilizando-se a equação 1 de Moore e Evans (1958). Assim, exceto onde ao contrário estiver comentado, foram aplicados os procedimentos de cálculo da TR líquida e da correção do valor medido de TR por equação 1.

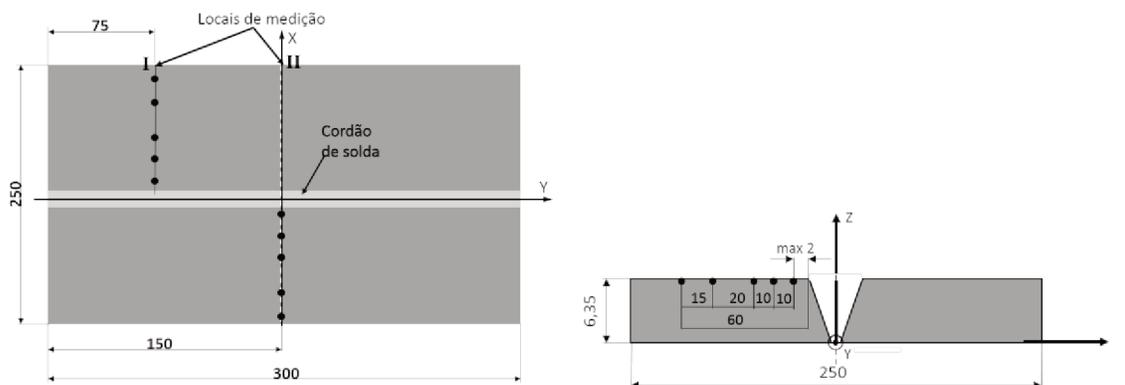


Figura 8.3 - Posição dos locais de medição das TR para avaliação da tensão residual líquida introduzida pelo processo de soldagem

As Fig. 8.s 4 e 5 apresentam as diferenças entre as TR com correção pela Eq. 1 e 2, portanto  $TR_f$ , e sem aplicação das correções. Esses valores são codificados como “TR(C)” e “TR(NC)”, respectivamente. Porém, como já explicado, pontos mais próximos da ZAC, que supostamente sofreram transformações metalúrgicas, não deveriam ser corrigidos. Assim, a melhor representação para as tendências das TR corrigidas seria com o valor TR(NC) para o ponto mais próximo e TR(C) para os mais afastados (ver linha tracejada fazendo a conexão entre os pontos). É importante notar que para cada gráfico houve um comportamento diferente. Por exemplo, na Fig. 8.4, a TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) foi maior no local de medição I (Fig. 8.4(a)) e alternando, ou estatisticamente iguais, no local II (Fig. 8.4(b)). Já na Fig. 8.5, a TR transversal ( $\sigma_{x-x}$ ) alternou-se, ou são

estatisticamente iguais, no local de medição I (Fig. 8.5(a)) e maior no local de medição II (Fig. 8.5(b)).

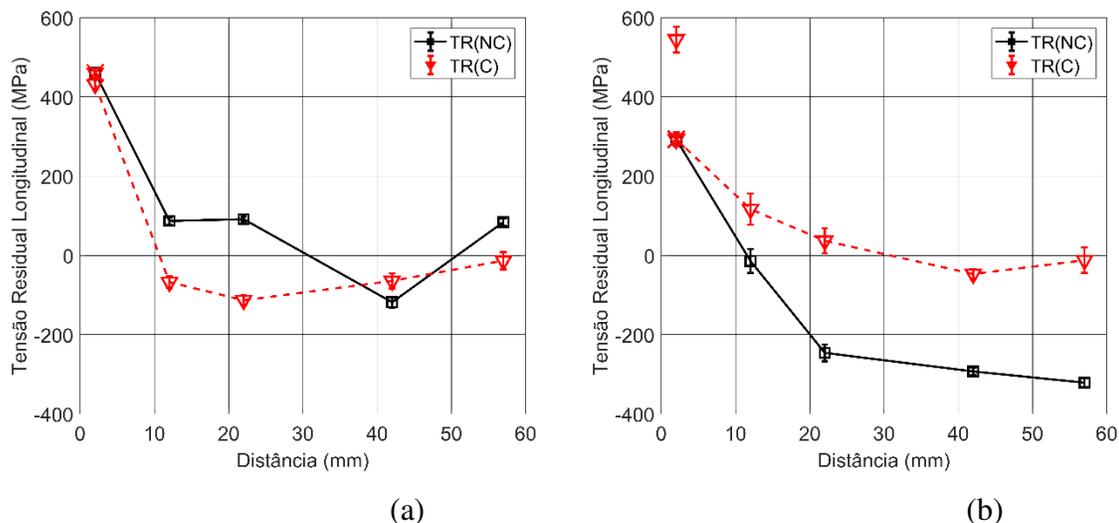


Figura 8.4 - Distribuição de TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) Corrigidos (C) e Não Corrigidos (NC) em local de medição I (a) e local de medição II (b)

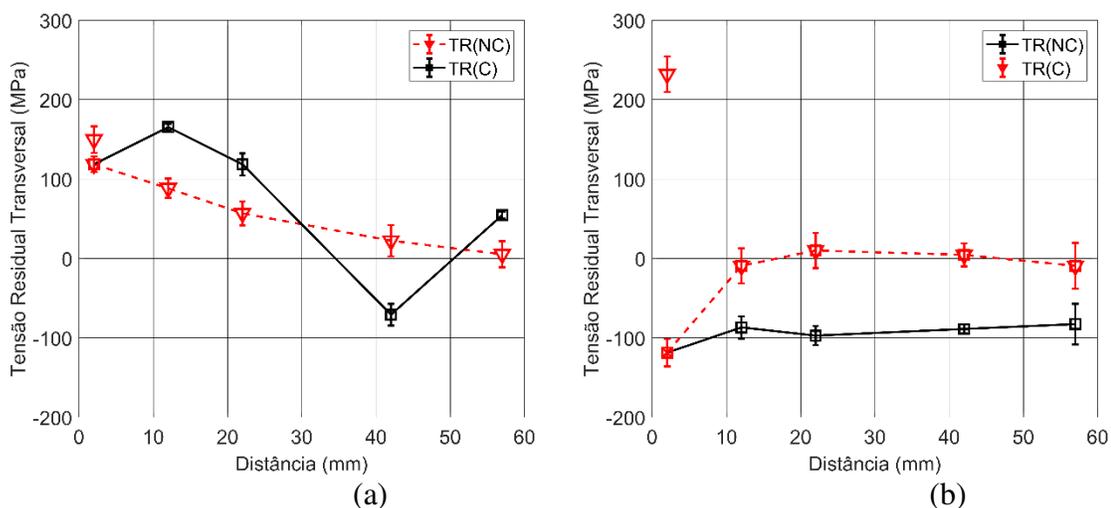


Figura 8.5 - Distribuição de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) corrigidos (C) e Não Corrigidos (NC) em local de medição I (a) e local de medição II (b)

Apesar destas discordâncias, de uma forma geral, a aplicação de correção dos valores medidos previamente à operação de soldagem fez com que o perfil de distribuição de TR apresentasse transições mais suaves e se aproximasse mais ao que se encontra na literatura (por exemplo, em Pu et al., 2017), para condições onde não há efeito significativo das transformações de fase. Ou seja, o perfil de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) adquire valores trativos próximo ao cordão de solda, passando, progressivamente, para compressivo na região adjacente, neutralizando-se em regiões afastadas. Já

do comportamento dos valores teóricos de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) se esperava ser trativo a partir da região próxima ao cordão de solda, reduzindo-se progressivamente até se anular a medida que se afasta. Entretanto, observa-se que na Fig. 8.5(b) uma TR compressiva próximo ao cordão de solda. O comportamento não esperado na Fig. 8.5(b) é devido à falta de fusão nas laterais da junta. A discussão da influência desta descontinuidade sobre distribuição de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) e longitudinais foi apresentada no Capítulo 5 (Influência da Energia de Soldagem Sobre Tensões Residuais).

### 8.3.3 Avaliação da influência da sequência de preparação da superfície sobre medição das TR

Definiu-se dois procedimentos para avaliar a influência da sequência de preparação da superfície sobre medição de TR, esquematizados pela Fig. 8.6. Na Fig. 8.7 está apresentado o esquema de posição dos pontos de medição, que se diferencia do mesmo esquema apresentado na seção anterior (Fig. 8.3) por duplicar as regiões de medição (regiões para Procedimento 1 de forma especular (refletida) em relação às do Procedimento II). Basicamente, no primeiro procedimento, a remoção da região de medição é feita antes da operação de soldagem, com medições antes e depois da soldagem, e no segundo a remoção seguida de medição são feitas depois de operação de soldagem. Nestes termos, o procedimento 1 pode ser simbolizado por R-M-S-M e o 2 por M-S-M-R-M, onde R indica a operação de remoção eletrolítica, M a medição das tensões por DRX e S a soldagem. Mas para permitir estudar os efeitos desejados, os procedimentos são um pouco mais elaborados.

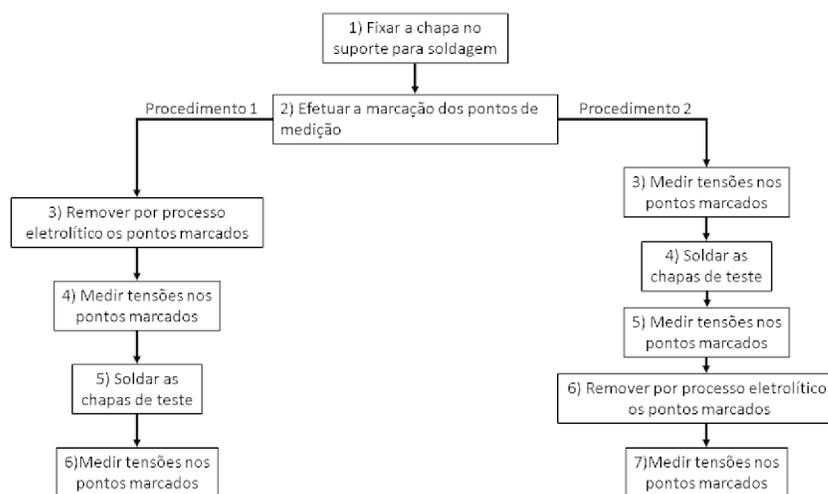


Figura 8.6 - Fluxograma de procedimentos para determinação da influência de sequência de preparação da superfície sobre resultado de medição das tensões residuais

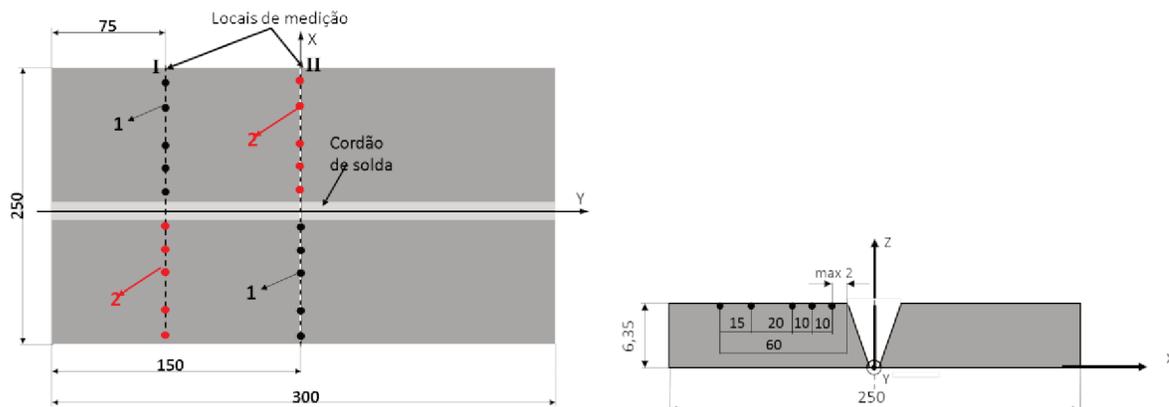


Figura 8.7 - Pontos de medição das TR na chapa de teste números 1 e 2 indicam os respectivos procedimentos de limpeza da Fig. 8.1 e os algarismos romanos indicam o local de medição

A análise das Fig. 8.s 8 e 9 leva a conclusão de que a sequência de preparação (se a superfície é preparada antes ou depois de soldagem) não é tão importante, visto que os valores medidos corrigidos (acumuladamente, correções devido à relaxação e tensões pré-existentes) não tem uma grande diferença e são praticamente iguais (não se representou os desvios padrão nas Figuras para melhor visualização).

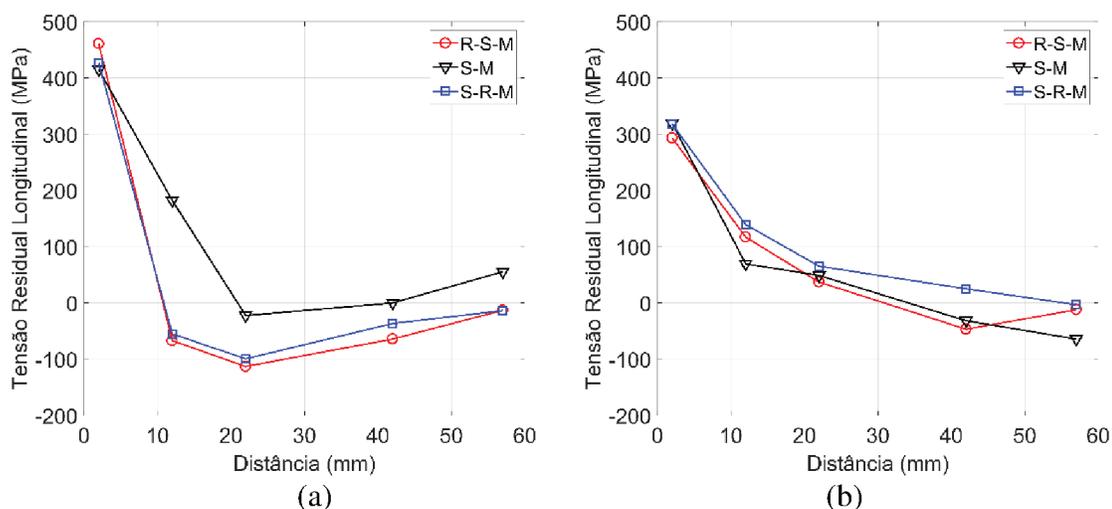


Figura 8.9 - Distribuição de TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) para dois procedimentos esquematizados na Fig. 8.7 em local de medição I (a) e local de medição II (b)

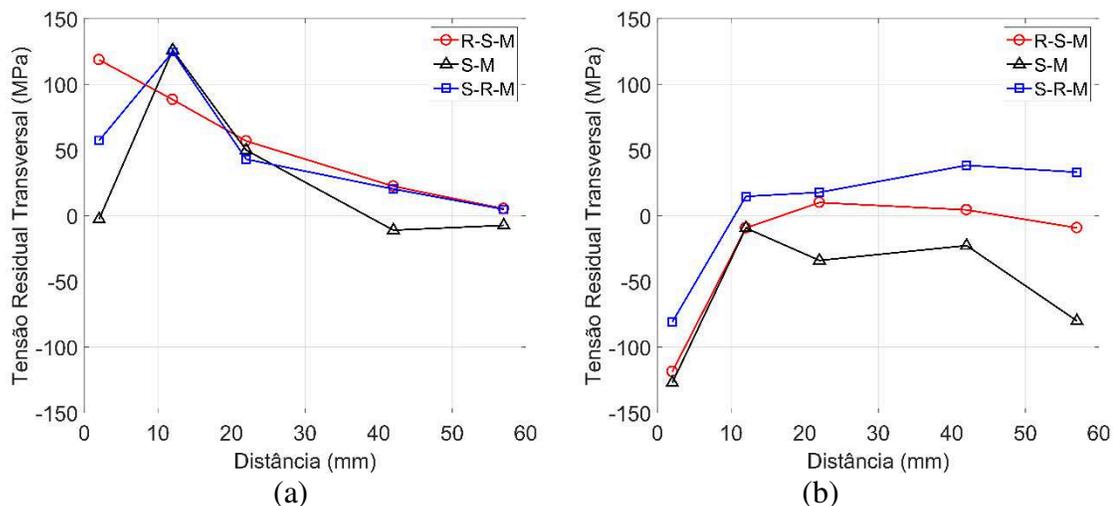


Figura 8.10 - Distribuição de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) para dois procedimentos esquematizados na Fig. 8.7 em local de medição I (a) e local de medição II (b)

#### 8.3.4 Influência da relaxação temporal

A relaxação temporal de tensões residuais quando a chapa está restrita foi apontada e fundamentada no trabalho publicado por Gurova et al. (2015). Esses autores trabalharam com um aço ASTM A-131 DH36 de 19 de espessura, com 1200 x 500 mm de dimensão (7 passes). A soldagem foi feita pelo processo arame tubular. Os autores mediram as TR no dia seguinte depois de terminar a soldagem em uma chapa inicialmente com restrições externas, mas sem restrição no momento da medição (havendo apenas autorestrição). É importante citar que houve relaxação das TR após a remoção da restrição. Depois, os autores acompanharam o comportamento das TR por uma semana e verificaram que nas primeiras 48 horas houve uma redução pronunciada das TR, apresentando comportamento oscilatório. Após 48 horas ainda se observa variação, mas de menor intensidade.

Para verificar o quanto genérico seria este comportamento acima mencionado dos materiais após soldados, soldou-se neste trabalho chapas presas no suporte rígido. Ressalta-se que a chapa de teste usada para monitorar a relaxação temporal e influência das restrições foi a que apresentou a falta de fusão nas laterais da junta, conforme descrito no Capítulo 5 (Influência da Energia de Soldagem sobre Tensões Residuais). A primeira medição feita logo depois de soldagem, apenas das TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) e nos dois pontos da localização II situados a 10 e 20 mm do cordão de solda, conforme esquematizado na Fig. 8.7. Após a primeira medição, deixou-se a chapa de teste presa no suporte durante 30 dias e mediu-se a TR novamente. Em sequência à medição das TR

após 30 dias, as chapas foram aliviadas (retiradas do suporte) e as medições foram repetidas nas mesmas posições da localização II, acrescidas de outras posições além do 20 mm da aresta na mesma localização II. Na Fig. 8.11 estão apresentados resultados das medições das TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) e transversais realizadas nas mesmas posições da Fig. 8.10, com chapa de teste presa no suporte e após ser solta, Fig. 8.10 onde nota-se que estatisticamente falando não se poderia dizer que houve variação das tensões com o tempo (ressalva-se que a metodologia usada não foi exatamente a mesma aplicada por Gurova et al. (2015), que passou a medir temporalmente a TR após aliviada as restrições, enquanto neste trabalho só foi medida após tantos dias sob restrição).

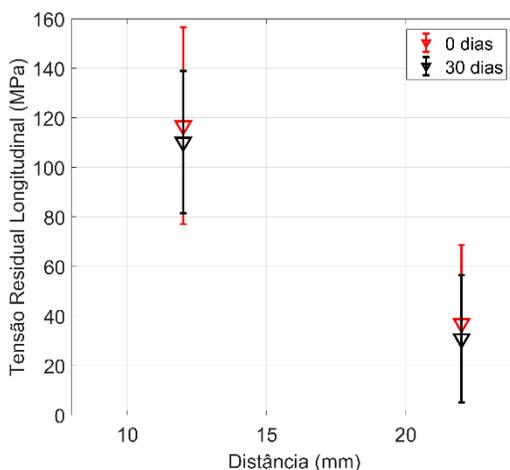


Figura 8.10 - Evolução temporal da TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) medida em duas distâncias da aresta da solda, conforme local de medição II da Fig. 8.3

### 8.3.5 Influência da remoção das restrições

Sobre o efeito da restrição, Teng et al. (2001), em um trabalho de simulação numérica, reportam que o valor da TR num modelo com restrição é menor do que em um modelo sem restrição. De acordo com esses autores, quando a restrição é removida após soldagem, há um pequeno empenamento angular nas flanges, creditado ao alívio das forças de restrição. Assim, forças de compressão aparecem na superfície de cima e trativas na superfície de baixo, permitindo reduzir a TR junto à “unha” da solda (interface acabamento do cordão e chapa). No mesmo trabalho, ainda por meio da simulação numérica, os autores observaram que as TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) aumentam em chapas não restritas. Entretanto, os resultados obtidos por Teng et al. (2001) não receberam validação experimental.

No caso do presente trabalho, também houve uma pequena deformação angular das abas da junta (para cima) quando a restrição foi removida. Além disto, como mostra a Fig. 8.11, as TR

transversais medidas na superfície de cima e em diferentes distâncias da aresta do cordão ficaram estatisticamente com mesmo valor após a retirada da restrição. Por outro lado, as TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) tiveram um comportamento diferente, ligeiramente superiores para quando havia restrição, mas se igualando quando o ponto de medição era bem afastado. Portanto, os resultados experimentais do presente trabalho são divergentes dos por simulação numérica de Teng et al. (2001). Para tentar justificar esta diferença, não seria impróprio pensar que quando se tem restrição, as forças de restrição são elásticas (pois se plásticas, haveria deformação permanente). Ao aliviá-las, o material mudaria de forma (no caso empenamento angular). Lembrando que se houve deformação elástica, houve trabalho realizado, no caso pelas tensões de restrição consumidas para tal. Também seria razoável pensar que a componente longitudinal da TR seria a governante para gerar deformação angular, sobretudo no caso do presente trabalho em que não houve penetração total da junta (veja consequência deste fato sobre as tensores transversais no Capítulo ???). Assim, poderia haver alívio de tensão e não geração de tensão quando da deformação, ou seja, ao se aliviar as tensões de restrição não se poderia gerar forças de compressão, a menos que por forças externas, e sim no máximo anular as forças existentes.

Fig. 8.

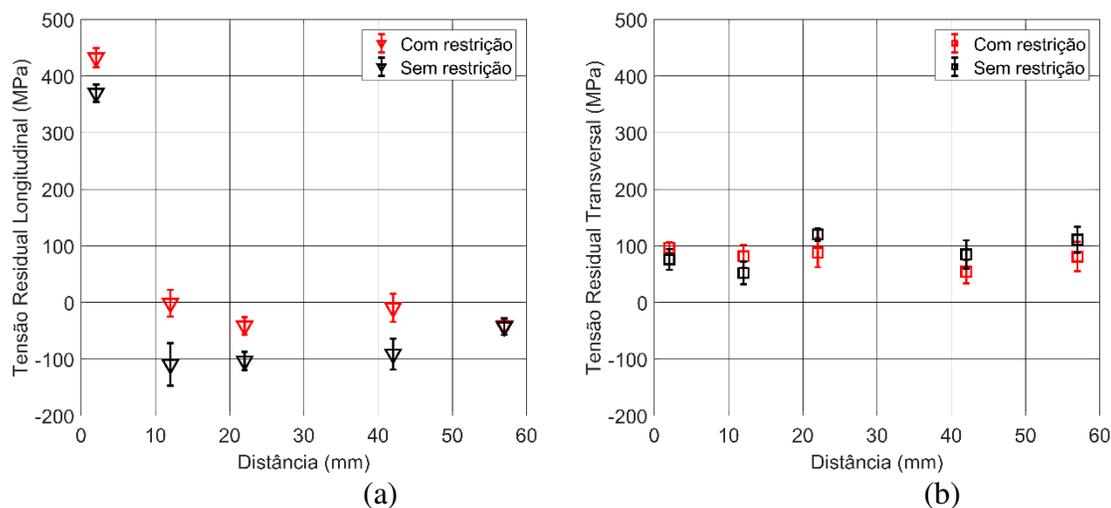


Figura 8.11 - Evolução das TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) (a) e transversais (b) para chapa fixa no suporte (com restrição) e após solta do suporte (aliviada, ou seja, só com autorestrição)

## 8.4 Conclusões parciais

Após a avaliação sistemática dos aspectos relacionados ao procedimento de preparação da superfície e aos aspectos da manutenção da restrição da amostra para medição das TR por DRX em uma solda com chapa de teste do aço BLAR da classe 700, soldada com processo MIG/MAG, pode-se concluir e sugerir como boa prática, para as condições avaliadas, que:

- a) A sequência da preparação da superfície da chapa de teste (antes ou depois da operação de soldagem) não tem efeito significativo sobre valores de TR, tanto longitudinais como transversais. Apesar de não ter ficado exatamente iguais, as tendências de distribuição permaneceram as mesmas. Portanto, não há diferença se a preparação da superfície para medição de TR por DRX é feita antes ou depois da soldagem. Desta forma, como boa prática, sugere-se fazer a preparação das superfícies, para remover o estado de tensão oriundo de pré-processamento do material, que podem ser muito superficial, mas diferente do estado de tensão criado pela soldagem, mascarando os resultados;
- b) O cálculo da TR líquida mostrou ser eficiente para estimar o valor da TR introduzida especificamente pelo processo de soldagem, eliminando assim a influência dos campos de tensões pré-existentes introduzidas por processos de pré-processamento. Assim, como boa prática, sugere-se calcular sempre a TR líquida em medições em locais em que não se espera transformação de fases;
- c) Desde que devidamente fixadas, as chapas de teste do presente trabalho (dimensões e propriedades mecânicas) não apresentaram variação temporal das TR ao longo dos 30 dias de monitoramento. Como há evidências na literatura de resultados ao contrário, porém com tempo entre medidas já com a peça solta, sugere-se fazer a verificação se para outros materiais e dimensões este fenômeno não estaria acontecendo, evitando gastos com tratamentos térmicos;
- d) A remoção de restrições externas provoca relaxação perceptível das TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ), sendo que não se observou efeito das restrições sobre as TR transversais e não se percebe inversão das tensões de compressivas para trativas ou vice-versa, somente relaxação. Desta maneira, como boa prática, sugere-se evitar sempre a remover da restrição externa, ou reduzir o tamanho da amostra, antes da medição de TR.

# **CAPÍTULO IX**

## **Discussão Geral**

### **9.1 Revisão bibliográfica**

A revisão bibliográfica apresentada no presente trabalho é uma revisão interativa. A revisão interativa representa uma ampla abordagem metodológica que permite a inclusão de estudos experimentais e teóricos a fim de proporcionar uma compreensão completa do fenômeno analisado que no caso do presente trabalho é a geração de TR em soldagem a arco.

Ao longo de todo o trabalho de coleta e análise de trabalhos sobre TR identificou-se dois grupos de fatores que causam divergências nos resultados de pesquisas sobre TR. O primeiro grupo reúne os aspectos técnicos, relacionados com a terminologia usada e procedimentos de medição das TR por DRX. Por exemplo, existe dificuldade em se diferenciar forças de origem térmicas de tensões térmicas e tensões térmicas de tensões residuais. Uma segunda dificuldade se origina da falta de homogeneização da nomenclatura aplicada a denominação dos tensores de tensões residuais. Por último, encontrou-se falta de padronização nos procedimentos de preparação antes de medição de TR.

A padronização de terminologia é medida essencial para garantir uma comunicação eficiente no qualquer meio que seja. De acordo com Rapoport (1953), a comunicação eficiente ocorre a partir do momento quando as duas partes de um diálogo compartilham a mesma experiência. Os dicionários e normas técnicas são exemplos dos documentos que garantem que o fenômeno de comunicação ocorre de maneira eficiente e as duas partes compartilham a mesma experiência e uma parte entenda exatamente aquilo que outra parte queria transmitir. Este foi o motivo para se

criar a própria nomenclatura para identificação das TR, deixar clara a diferença entre tensões térmicas e tensões residuais e elaborar um procedimento padronizado para preparação da superfície antes de medição das TR por DRX.

O segundo grupo apresenta problemas relacionados com abordagens metodológicas usadas para estudar o fenômeno de geração de TR. Encontrou-se na literatura diversos trabalhos sobre tensões residuais, sejam obtidos por meio experimental, sejam por simulação numérica. Entretanto, não se consegue através deles se definir e muito menos quantificar, ou pelo menos qualificar, o efeito separado de cada fator envolvido na geração de TR. A literatura muitas vezes não reflete uma visão subjetiva do autor do presente trabalho, baseada em percepções e experiências próprias, ou seja, a de que os fatores que governam a geração de tensões térmicas são interligados e provavelmente sempre não ortogonais (não se consegue alterar um sem modificar outros). A revisão bibliográfica deixou clara a relação causa-efeito entre os dois grupos de fatores e TR em soldagem, esquematicamente representada pela Fig. 9.1.

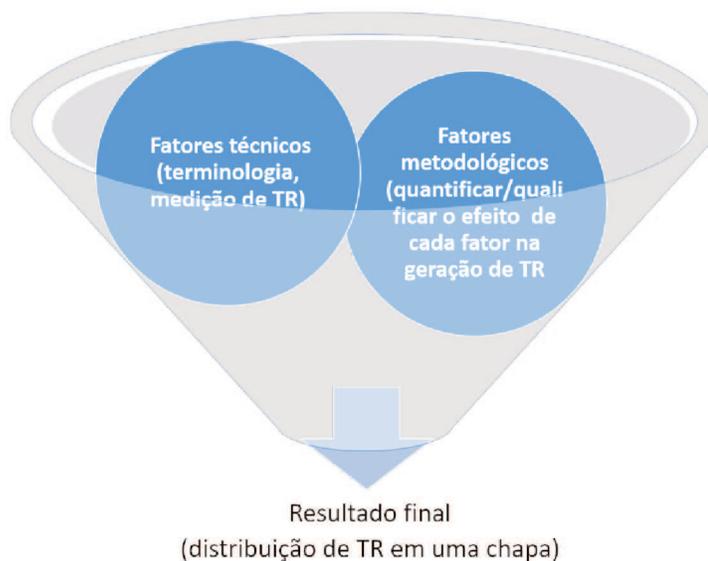


Figura 9.1 - Dois grupos de fatores que têm efeito sobre as TR em soldagem

## 9.2 Influência da remoção superficial sobre medição de TR

Os processos envolvidos na fabricação de chapas metálicas alteram a superfície das peças e introduzem altas TRs. É importante conhecer as TRs induzidas por pré-processamento e saber se é ou não necessário eliminá-las antes de medições por DRX. Além disso, previamente a operação de soldagem a região da chapa próxima ao chanfro precisa ser limpa por esmerilhamento, usinagem ou jateamento de granalha. Conseqüentemente, o processamento prévio pode ser eliminado na região sob limpeza, mas uma nova alteração superficial é imposta. Nova distribuição de TR é difícil de ser quantificada e tem natureza aleatória e foge do controle do pesquisador.

Avaliação da superfície da chapa deformada por principais processos abrasivos usados para limpar o metal de base antes de soldagem (esmeril e jato de areia) permitiu estimar o valor de TR introduzidas e a espessura da superfície deformada, sendo esses dois parâmetros foram avaliadas em função da espessura da superfície removida por processo eletrolítico. O fato do esmerilhamento ter apresentado na sua superfície valores de TRs tratativas próximas ou superiores ao limite de ruptura do material (em concordância com a literatura) sugere que a profundidade de indução de TR por esmerilhamento é próximo a 0,140 mm para um aço do tipo baixo carbono não ligado, podendo atingir outros valores para aços ligados (maiores limites de ruptura). O jateamento de areia, por exercer deformação compressiva, pode até chegar a maior profundidade, mas os altos valores de TRs alcançadas indicam a proximidade do ponto de saturação. Conclui-se que a recomendação na seção 8.1 da norma ASTM (2012), ou seja, de uma remoção de 0,250 mm antes de medição das TRs por DRX, ser bem coerente, porém dependendo da aplicação pode ser exagerada, considerando a relaxação que pode ser introduzida devido a remoção excessiva do material. Mas uma quantificação temporal dos valores de TRs ao longo da remoção seria a forma correta de se saber se as TRs de pré-processamento teriam já sido removidas, com as desvantagens do longo tempo e custo.

### 9.3 Influência da energia de soldagem sobre a geração de TR

A abordagem metodológica escolhida foi, então, a de se usar duas chapas com chanfro com dimensões diferentes (dois ângulos de abertura) para se soldar com processo MIG/MAG, mantendo a mesma potência de soldagem e variando a velocidade de soldagem para se preencher o volume de cada chanfro. Chama-se atenção de que se visa estudar com esta abordagem o efeito de um parâmetro independente (energia de soldagem) sobre a geração de TR, e não dos parâmetros dependentes de 1ª ordem, como volume aquecido ou taxa de resfriamento, que seriam os que realmente governam a geração de TT.

Entretanto, devido à falta de fusão detectada nas laterais da junta, não foi possível determinar fielmente a contribuição da energia de soldagem para geração de TR. Mesmo não atingido o objetivo principal, ao se analisar o volume de metal aquecido por arco em cada junta, observou-se algumas tendências interessantes. Por exemplo, na Fig. 9.2 se apresentam as áreas medidas das somatórias da ZAC e ZF dos mesmos cordões. Teoricamente essas áreas do cordão de solda são o que mais contribuem para desenvolvimento das tensões térmicas e, em seguida, das tensões residuais.

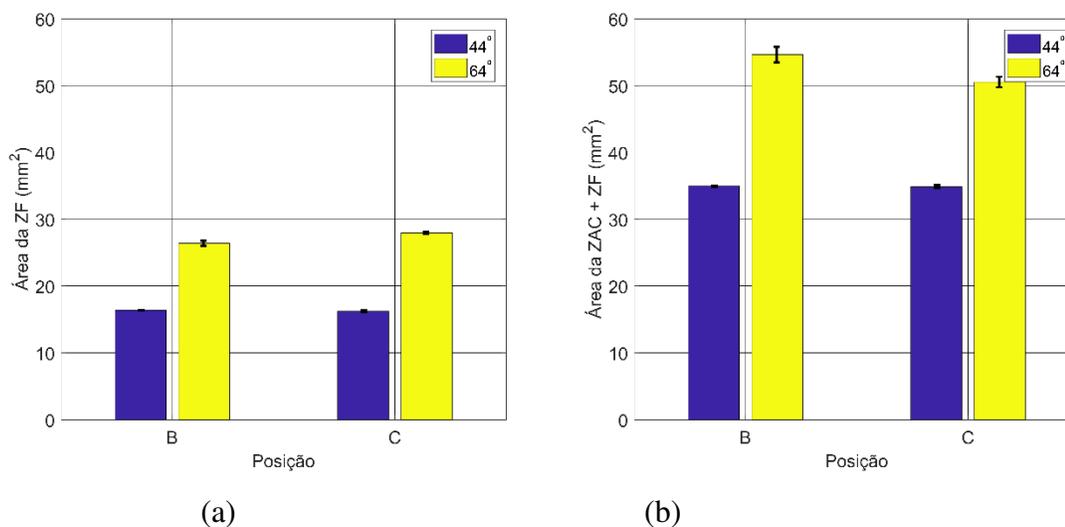


Figura 9.2 - Valores médios das áreas de ZF (a) e áreas acumuladas da ZAC e ZF (b), nas posições próximas às bordas (B) e no centro do cordão (C)

A diferença entre as áreas da ZF era esperada, já que o chanfro de 64° tem maior volume a ser preenchido por metal de adição. Também são diferentes os valores da área total da ZAC+ZF para as duas juntas. Esta ocorrência pode ser explicada baseado no fato de que a energia de soldagem foi diferente para cada junta. Os valores mais altos de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) para chapas com menor ângulo podem ser explicados por meio da análise qualitativa das macrografias apresentadas na Fig. 9.3, repetida aqui para facilitar a discussão.

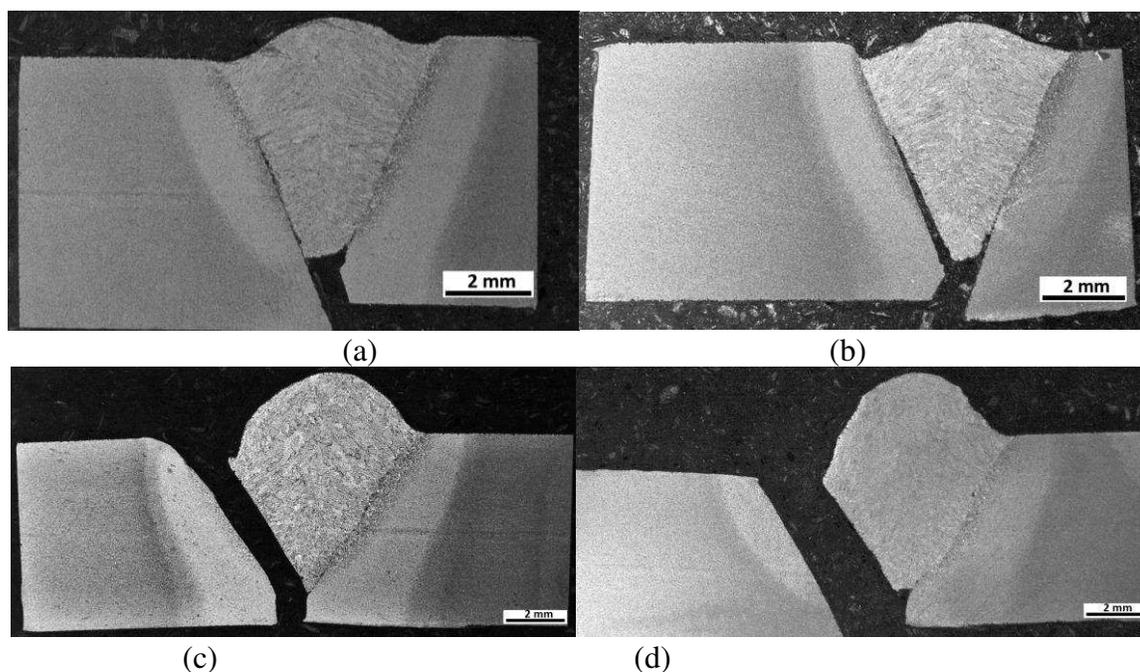


Figura 9.3 - Macrografias das seções transversais das placas de teste soldadas: (a) retirado da posição B, chapa de 44°/1,1 kJ/mm; (b) retirado da posição C, chapa 44°/1,1 kJ/mm; (c) retirado da posição B, chapa de 64°/1,55 kJ/mm; e (d) retirado da posição C, chapa de 64°/1,5 kJ/mm (o cordão de solda da seção representada em (c) se destacou do metal de base durante os manuseios de preparação metalográfica)

Percebe que no caso do cordão de solda com 44° de abertura a falta de fusão ocupa aproximadamente 30 a 40 % da espessura da chapa de lado esquerdo, enquanto a junta com 64° de abertura ocupa quase que 100 % da espessura da chapa de teste. Acredita-se que o último fato justifica os valores de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) na região da ZAC (2 mm a partir da aresta do cordão) ser mais baixos, já que se esperaria o contrário pelo fato de que o volume total aquecido foi maior (Fig. 9.2(b)).

#### 9.4 Influência do volume de metal aquecido sobre TR

O volume aquecido e as transformações de fase seriam as variáveis governantes da geração de TR, ou seja, os parâmetros dependentes de 1ª ordem. Pelos resultados apresentados, o tamanho do chanfro não mostrou influenciar a formação microestrutural e microdureza. Desta forma, estar-se-ia eliminado o efeito do parâmetro dependente de 1ª ordem “transformação de fases”. As potenciais diferenças de TR nestes experimentos seriam, então, governadas pelo volume de material aquecido (contração) de forma isolada.

Na Figura 9.4 estão ilustrados, através de macrografias, os dois cordões de solda realizados neste estudo (com ângulos de chanfro diferenciados), enquanto na Fig. 8.15(a) compara-se as áreas médias das ZF dos cordões com os dois chanfros. Como pode ser observado, há uma diferença entre os volumes das ZF, proporcional ao volume dos chanfros. Na Figura 9.5 se apresentam, por outro lado, as áreas medidas das somatórias da ZAC e ZF dos mesmos cordões, já que essas regiões são as que mais são aquecidas em uma soldagem, portanto propiciando maiores contrações após o resfriamento.

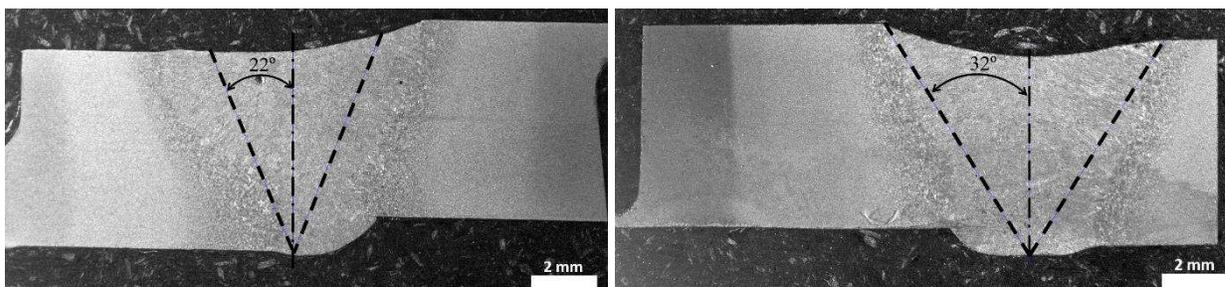


Figura 9.4 - Macrografias dos cordões de solda com indicação dos ângulos de chanfro

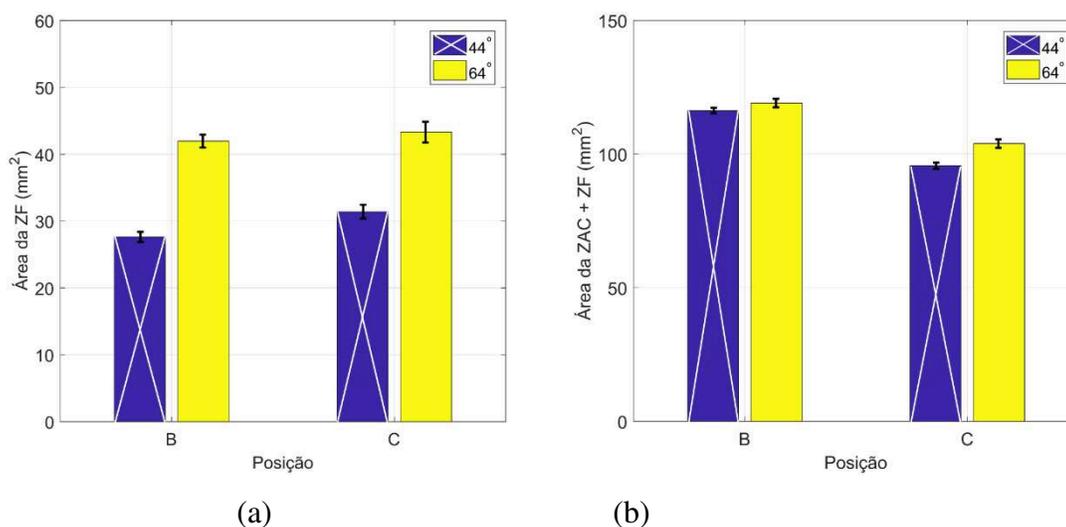


Figura 9.5 - Valores médios das áreas de ZF (a) e áreas acumuladas da ZAC e ZF (b), nas posições próximas às bordas (B) e no centro do cordão (C)

A diferença entre as áreas da ZF era esperada, já que o chanfro de 64° tem maior volume a ser preenchido por metal de adição. Por outro lado, os valores da área total da ZAC+ZF são praticamente iguais para as duas juntas. Esta ocorrência pode ser explicada baseado no fato de que, como a energia de soldagem foi a mesma, o calor usado para fundir mais material de adição na junta com 64° passa a ser usado para fundir mais o metal de base e aquecer a ZAC na junta com ângulo de 44°. Os valores mais altos de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) para chapas com menor ângulo podem ser explicados por meio da análise qualitativa da composição química do cordão de solda. De acordo com a Fig. 9.4, a diluição no cordão de solda de 44° é significativamente maior do que no de 64°. Isto implica que o metal do cordão de solda de 44° seja um pouco mais resistente, já que o de 64° é composto basicamente por metal de adição cujo limite de escoamento é inferior ao metal de base. Desta forma, o cordão de solda de 64° tem maior tendência de redução das TR por acomodações de deformações plásticas durante o resfriamento, resultando, assim, em menor valor

de TR final. Além disso, como a energia de soldagem foi igual, o calor usado para fundir mais material de adição na junta com 64° passa a ser usado para fundir mais o metal de base e aquecer a ZAC na junta com ângulo de 44°.

Já a tentativa de se estudar o efeito do volume de metal aquecido (isolando o fator de energia de soldagem e alterando o volume do chanfro) não deu resultados esperados, sendo que as duas soldas tiveram iguais os volumes de metal aquecido. Entretanto, os resultados deste capítulo evidenciaram um ponto importante, que quando se fala em volume aquecido, dever-se-ia englobar todo volume de material que se aqueceu e resfriou e não somente o da ZF e ZAC. Seria razoável supor que este volume englobaria a ZF, a ZAC e a fração de metal de base que se aqueceu, mas não se transformou. Essa fração do metal de base é de difícil quantificação, pois não é atacada metalograficamente. Mas pode-se também deduzir que, mesmo atingindo menor temperatura, conseqüentemente menor dilatação por unidade de comprimento, a região da ZAC de grãos finos + metal de base aquecido mas sem transformação ocupam maiores volumes do que a ZF+ZAC grosseira, conduzindo, ao final, a maior contração e maiores TR.

### **9.5 Determinação de diagramas de tensões térmicas em soldagem (DTTS)**

Os DTTS descrevem de forma quantitativa o fenômeno de formação de tensões térmicas numa soldagem real e têm um grande potencial para o estudo de tensões térmicas e tensões residuais. Acredita-se que seria possível prever o valor final de TR em uma soldagem real por meio de análise de TR obtidas em simulações físicas. Essa previsão se daria através de comparação da microestrutura, microdureza e valor das TR em amostras simuladas com os mesmos parâmetros dos cordões de solda. Por razões geométricas do próprio ensaio de simulação do processo de soldagem, as TR previstas seriam as transversais, que atuam perpendicularmente ao eixo longitudinal do cordão de solda.

Para efetuar esta previsão, utilizou-se, em primeira aproximação, os dados de microdureza e valores de TR medidos tanto no cordão de solda (Capítulo VI - *Estudo da Influência do Volume do Cordão Sobre a Geração de Tensão Residual*), como os obtidos a partir dos DTTS. Acredita-se que devido à dificuldade de se analisar as imagens micrográficas, o uso da microdureza como critério para harmonizar os resultados das soldas reais com os da simulação física em termos de

taxa de resfriamento seria mais efetivo. A Fig. 9.6 apresenta a evolução de TR em função da dureza para todas as temperaturas de pico e suas respectivas taxas de resfriamento (os valores das taxas de resfriamento estão indicados na figura em cor correspondente a cada temperatura de pico). No caso dos valores obtidos a partir do cordão de solda, indica-se junto ao símbolo correspondente as devidas distâncias a partir da aresta do cordão.

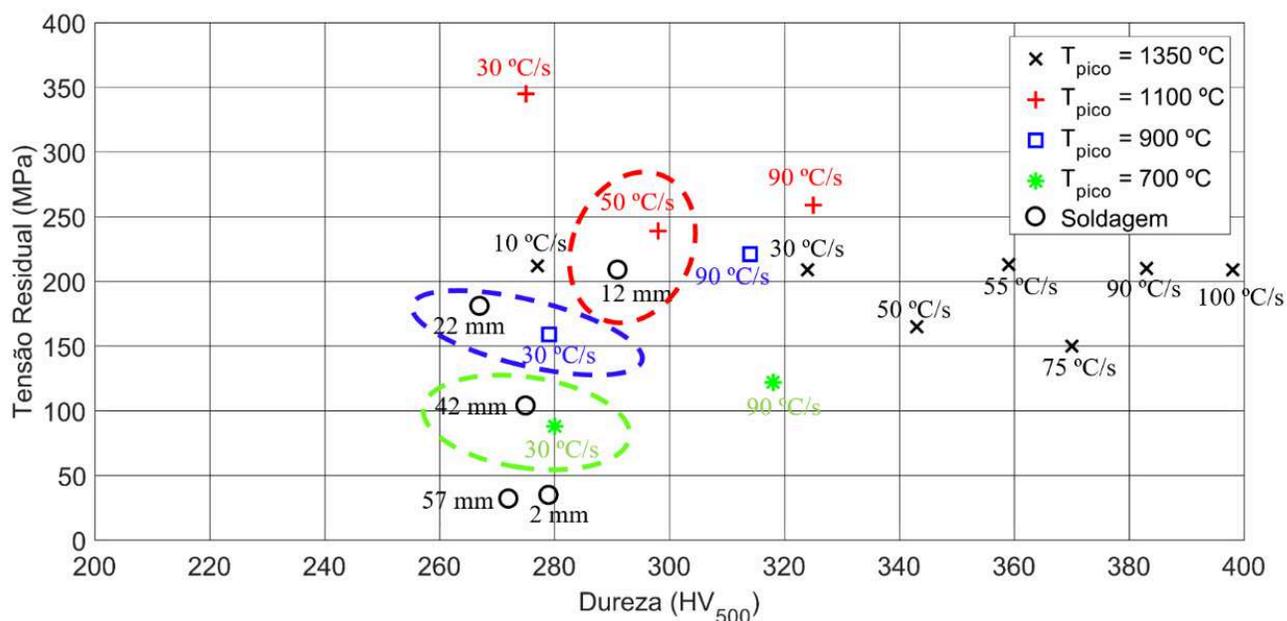


Figura 9.6 - Evolução da TR em função da microdureza

Analisando qualitativamente a Fig. 9.6, inicialmente observa-se a coerência entre maiores durezas acontecerem para maiores taxas de resfriamento, para cada pico de temperatura. Também há evidências da dureza cair para menores picos de temperatura, em taxas de resfriamento similares. Porém, a caracterização da relação distância do cordão-dureza em soldagens reais não é tão clara. De uma forma geral, quanto maior a dureza, menor foi a tensão residual para um mesmo pico de temperatura.

Pode-se ainda observar na Fig. 9.6 que há semelhanças em termos de durezas entre amostras simuladas e de soldas reais para três pares. A Fig. 9.7 fornece um quadro comparativo entre os valores de microdureza, valores de TR e a microestrutura desses três pontos. Existe uma coerência forte nestes três pares entre taxa de resfriamento das amostras simuladas e as distâncias das soldas reais. E a concordância em termos de tensões residuais em cada par. Entretanto, apesar destas concordâncias, a quantidade de experimentos reais foi muito pequena para se tirar uma tendência

da possibilidade de comparação entre as TR em simulações e soldagem reais. Como a microestrutura não permitiu diferenciar diversas regiões, seria necessário também ter se medido a taxa de resfriamento nas soldagens reais. Mas, a metodologia mostrou ser promissora e requer mais experimentos para amenizar as deficiências indicadas.

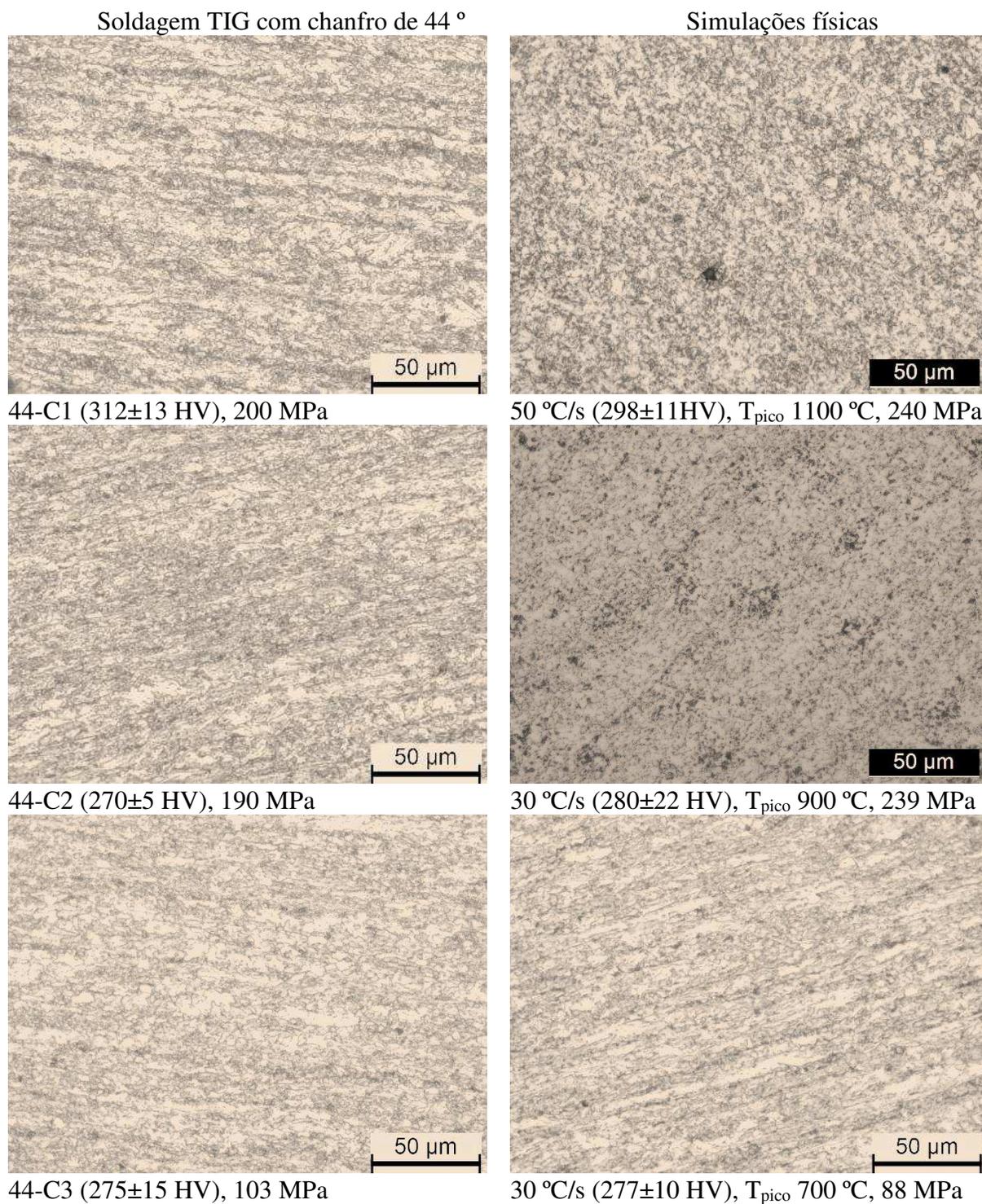


Figura 9.7 - Quadro comparativo entre os resultados obtidos na soldagem e resultados de simulação física

## 9.6 Recomendações de medição das TR por Difração de Raio X

Os resultados obtidos nesse capítulo contribuíram para entendimento de que boas práticas de medição de TR ajudam a eliminar variáveis que são difíceis de serem qualificadas e são de natureza aleatória. Por exemplo, eliminação da camada de óxidos oriunda do processo de laminação mostrou alterar os valores das TR, mas não os eliminar (Fig. 9.8). Diferentes valores de TR (compressivas) aparecem ao longo da distância do chanfro, mas não apresentando uma tendência e sem muita diferença entre os valores (seria justificável pensar que o estado de tensão fosse distinto em diferentes regiões de uma chapa laminada). Observa-se ainda pela Fig. 9.8 que os valores de tensão longitudinal (compressíveis) após a remoção são maiores, o que aparenta contrassenso (a remoção não deveria induzir tensões de compressão). Porém, em relação às tensões transversais, a remoção da camada aliviou a tensão compressiva. Uma justificativa para tais resultados seria a diferença do comportamento da camada superficial de laminação (antes da remoção) e da região sub superficial (após remoção), que depende da composição química da camada de laminação e da direção de laminação. Essa camada tem composição química diferente da do próprio aço e um estado próprio de tensão, podendo, assim, influenciar o resultado das medições.

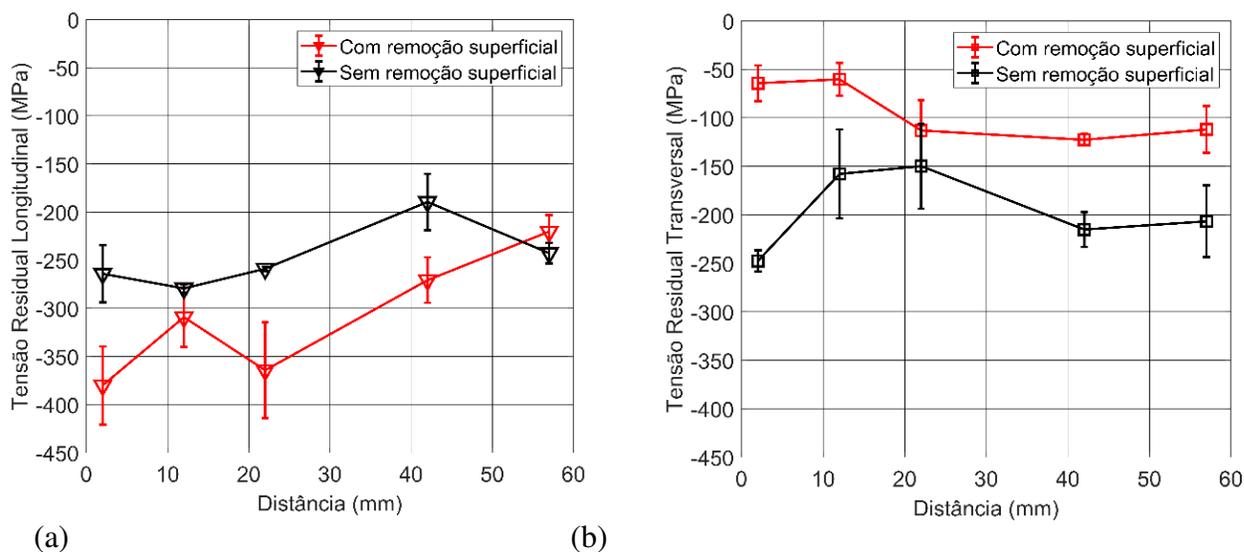


Figura 9.8 - TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) (a) e transversais (b)

Já aplicação da tensão líquida introduzida pelo processo de soldagem mostrou ter grande impacto sobre os resultados de medição das TR. As Fig. 9.9 e 9.10 apresentam as diferenças entre

as TR com correção pela Eq. 1 e 2, portanto  $TR_f$ , e sem aplicação das correções. Esses valores são codificados como “TR(C)” e “TR(NC)”, respectivamente. Porém, como já explicado, pontos mais próximos da ZAC, que supostamente sofreram transformações metalúrgicas, não deveriam ser corrigidos. Assim, a melhor representação para as tendências das TR corrigidas seria com o valor TR(NC) para o ponto mais próximo e TR(C) para os mais afastados. (ver linha tracejada fazendo a conexão entre os pontos). É importante notar que para cada gráfico houve um comportamento diferente. Por exemplo, na Fig. 9.9, a TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) foi maior no local de medição I (Fig. 9.9(a)) e alternando, ou estatisticamente iguais, no local II (Fig. 9.9(b)). Já na Fig. 9.10, a TR transversal ( $\sigma_{x-x}$ ) alternou-se, ou são estatisticamente iguais, no local de medição I (Fig. 9.10(a)) e maior no local de medição II (Fig. 9.10(b)).

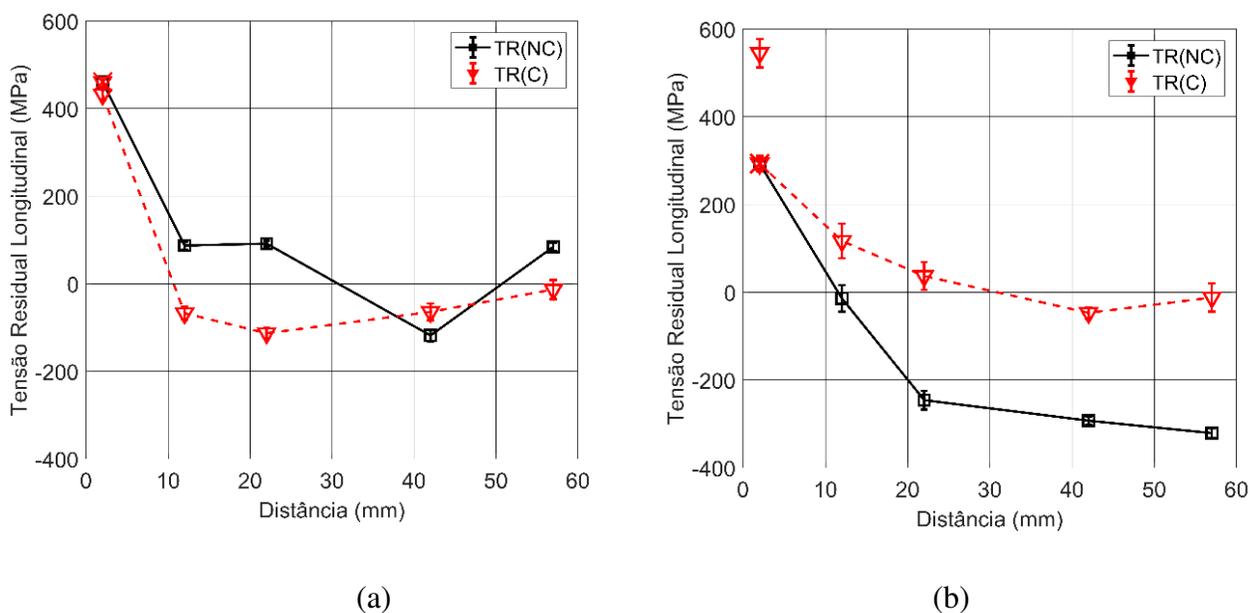


Figura 9.9 - Distribuição de TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) Corrigidos (C) e Não Corrigidos (NC) em local de medição I (a) e local de medição II (b)

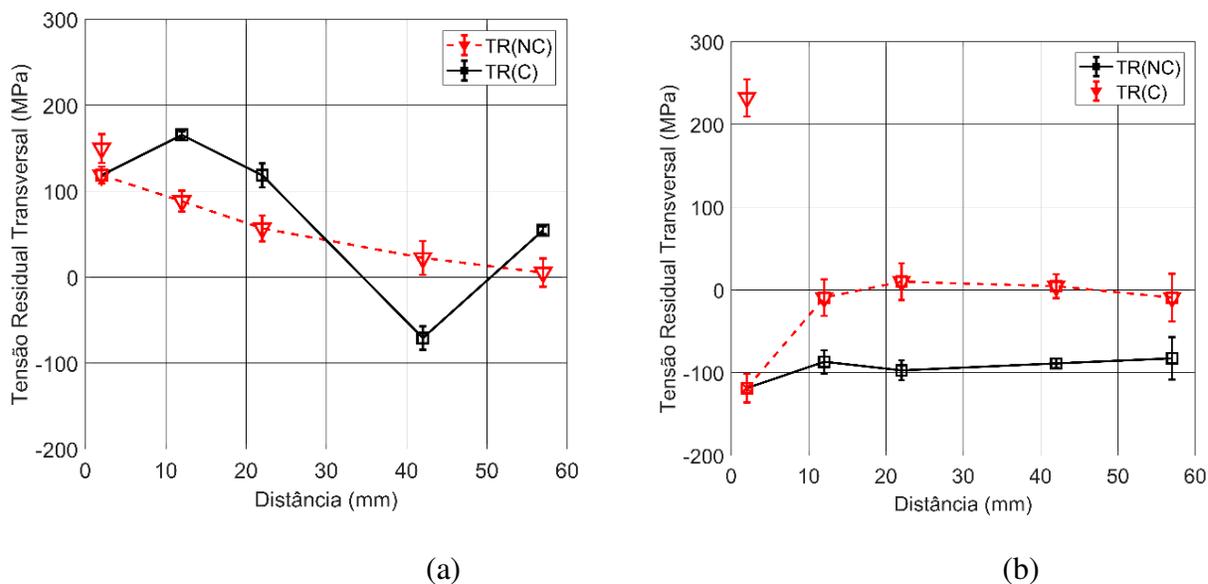


Figura 9.10 - Distribuição de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) corrigidos (C) e Não Corrigidos (NC) em local de medição I (a) e local de medição II (b)

Apesar destas discordâncias, de uma forma geral, a aplicação de correção dos valores medidos previamente à operação de soldagem fez com que o perfil de distribuição de TR apresentasse transições mais suaves e se aproximasse mais ao que se encontra na literatura (por exemplo, em Pu et al., 2017), para condições onde não há efeito significativo das transformações de fase. Ou seja, o perfil de TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) adquire valores trativos próximo ao cordão de solda, passando, progressivamente, para compressivo na região adjacente, neutralizando-se em regiões afastadas. Já do comportamento dos valores teóricos de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) se esperava ser trativo a partir da região próxima ao cordão de solda, reduzindo-se progressivamente até se anular a medida que se afasta. Entretanto, observa-se que na Fig. 9.10(b) uma TR compressiva próximo ao cordão de solda. O comportamento não esperado na Fig. 9.10(b) é devido à falta de fusão nas laterais da junta. A discussão da influência desta descontinuidade sobre distribuição de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) e longitudinais foi apresentada no Capítulo 5 (Influência da Energia de Soldagem sobre Geração de Tensões Residuais).

Visto os resultados obtidos, a preocupação com a sequência de preparação da superfície mostrou ser desnecessária e pode ser feita tanto antes do processo de soldagem, como depois. A análise das Fig. 9.11 e 9.12 leva a conclusão de que a sequência de preparação (se a superfície é

preparada antes ou depois de soldagem) não é tão importante, visto que os valores medidos corrigidos (acumuladamente, correções devido à relaxação e tensões pré-existentes) não tem uma grande diferença e são praticamente iguais (não se representou os desvios padrão nas Figuras para melhor visualização).

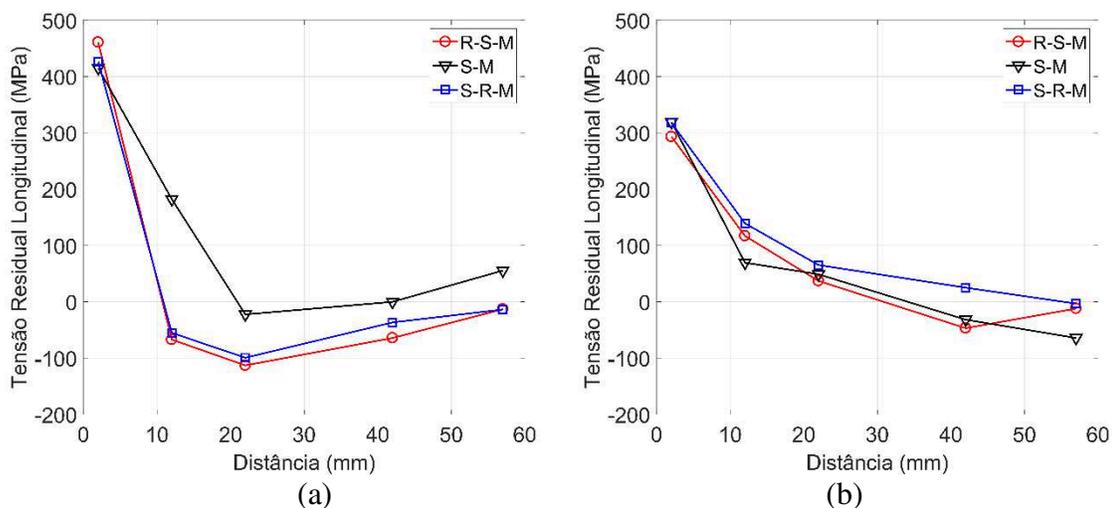


Figura 9.11 - Distribuição de TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) para dois procedimentos em local de medição I (a) e local de medição II (b); R indica a operação de remoção eletrolítica, M a medição das tensões por DRX e S a soldagem

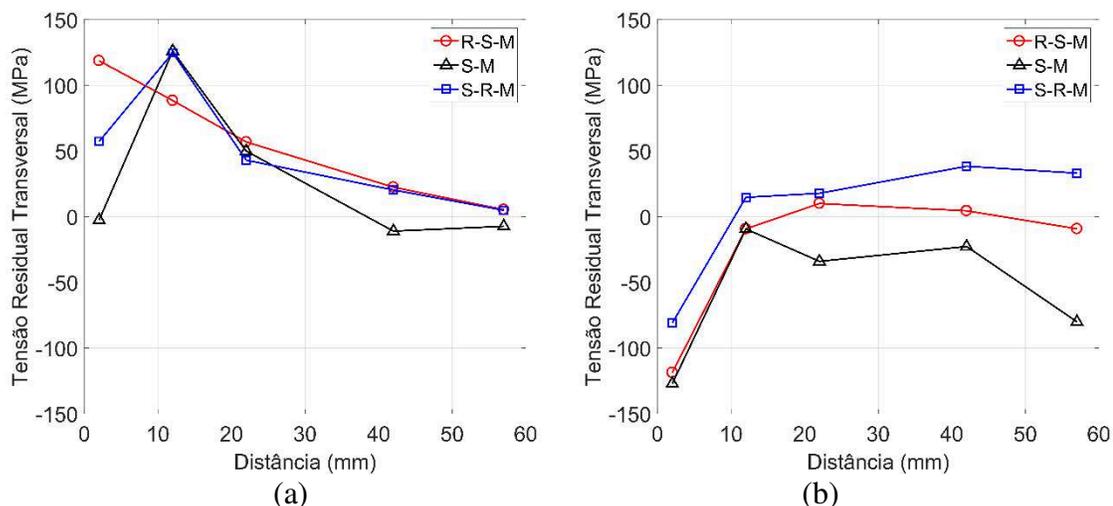


Figura 9.12 - Distribuição de TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) para dois procedimentos em local de medição I (a) e local de medição II (b); R indica a operação de remoção eletrolítica, M a medição das tensões por DRX e S a soldagem

Como evidencia a Fig. 9.13, no caso da chapa de teste fixada num suporte rígido, a relaxação temporal não apresenta motivo para se preocupar sobre a qualidade dos resultados de medição das TR por DRX.

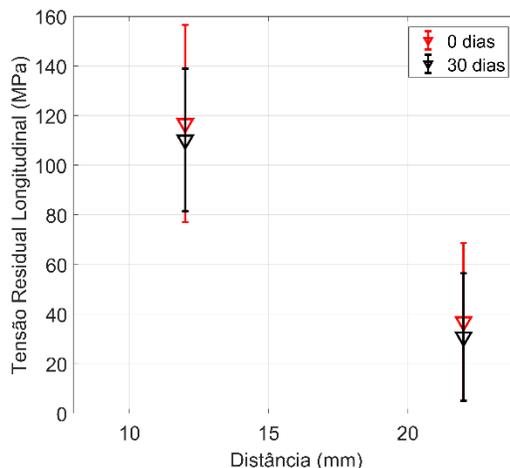


Figura 9.13 - Evolução temporal da TR longitudinal ( $\sigma_{y-x}$ ) medida em duas distâncias da aresta da solda, conforme local de medição II

Os resultados de avaliação da influência de restrições sobre TR estão diferentes dos observados na literatura. Sobre o efeito da restrição, Teng et al. (2001), em um trabalho de simulação numérica, reportam que o valor da TR num modelo com restrição é menor do que em um modelo sem restrição. De acordo com esses autores, quando a restrição é removida após soldagem, há um pequeno empenamento angular nas flanges, creditado ao alívio das forças de restrição. Assim, forças de compressão aparecem na superfície de cima e trativas na superfície de baixo, permitindo reduzir a TR junto à “unha” da solda (interface acabamento do cordão e chapa). No mesmo trabalho, ainda por meio da simulação numérica, os autores observaram que as TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) aumentam em chapas não restritas. Entretanto, os resultados obtidos por Teng et al. (2001) não receberam validação experimental.

No caso dos resultados deste capítulo, também houve uma pequena deformação angular das abas da junta (para cima) quando a restrição foi removida. Além disto, como mostra a Fig. 9.14, as TR transversais ( $\sigma_{x-x}$ ) medidas na superfície de cima e em diferentes distâncias da aresta do cordão ficaram estatisticamente com mesmo valor após a retirada da restrição. Por outro lado, as TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) tiveram um comportamento diferente, ligeiramente superiores para quando havia restrição, mas se igualando quando o ponto de medição era bem afastado. Portanto, os resultados experimentais obtidos são divergentes dos resultados da simulação numérica de Teng et al. (2001). Para tentar justificar esta diferença, não seria impróprio pensar que quando se tem restrição, as forças de restrição são elásticas (pois se plásticas, haveria deformação permanente). Ao aliviá-las, o material mudaria de forma (no caso empenamento angular). Lembrando que se

houve deformação elástica, houve trabalho realizado, no caso pelas tensões de restrição consumidas para tal. Também seria razoável pensar que a componente longitudinal da TR seria a governante para gerar deformação angular, sobretudo no presente caso não houve penetração total da junta. Assim, poderia haver alívio de tensão e não geração de tensão quando da deformação, ou seja, ao se aliviar as tensões de restrição não se poderia gerar forças de compressão, a menos que por forças externas, e sim no máximo anular as forças existentes.

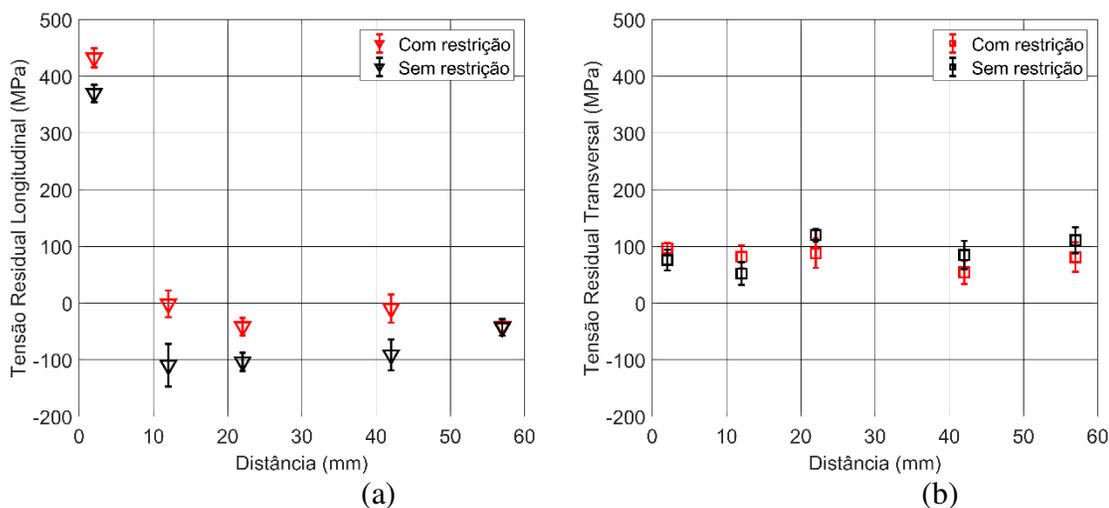


Figura 9.14 - Evolução das TR longitudinais ( $\sigma_{y-x}$ ) (a) e transversais (b) para chapa fixa no suporte (com restrição) e após solta do suporte (aliviada, ou seja, só com autorestrição)

# CAPÍTULO X

## Conclusões

O objetivo do presente trabalho foi o de propor uma abordagem metodológica para se conseguir avaliar de maneira isolada a influência dos fatores envolvidos na geração de tensões residuais e fazer a própria avaliação experimental dos mesmos, visando responder as seguintes perguntas científicas:

- Seria a energia de soldagem um parâmetro independente, a tal ponto a governar diretamente a geração de TT em soldagem?
- Qual é o papel de transformações metalúrgicas em geração de tensões residuais?
- É possível prever o valor das TR em um determinado material por meio das simulações físicas do processo de soldagem?

Este trabalho também visou responder alguns questionamentos relacionados às etapas técnicas de preparação da superfície e manuseio da chapa de teste, que se caracterizaram como objetivos específicos:

- É necessário quantificar o estado prévio das TR contidas na chapa antes de soldar?
- Qual é a sequência de preparação do local onde se vai medir as TR? Antes de processo gerador de TR (soldagem) ou depois?
- Há influência nas TR medidas se as medições são feitas com as chapas sob restrição ou não?
- Há influência da relaxação temporal das TR sobre o resultado de medição?

Desta forma, as conclusões do presente trabalho, tomando como referência o aço BLAR 700 (com espessura, composição química e história termomecânica fixada e não representativo para todos os aços estruturais), estão descritas como respostas para as respectivas questões, a saber:

- Confirmou-se a hipótese de que a energia de soldagem não é um parâmetro primário, ou seja, capaz de governar diretamente a geração de TR em aço BLAR 700. A variação de energia de soldagem provocou uma mudança de volume de metal aquecido e, embora em uma escala menor quando comparado com as mudanças de volume, transformações metalúrgicas. A tentativa de se separar o efeito do volume de metal aquecido sobre TR demonstrou que seria difícil de isolar o efeito do volume do da energia de soldagem, sendo que os dois estão fortemente interligados e a metodologia proposta não evidenciou o efeito de cada um.
- Em relação ao papel de transformações metalúrgicas em geração de tensões residuais, pode-se dizer que para o aço sob questão não foram encontradas evidências claras que demonstram o papel de transformações metalúrgicas em geração de TR, pois a variações paramétricas não foram suficientes para modificar as propriedades metalúrgicas. No caso do aço avaliado, existe uma faixa de parâmetros de aquecimento e resfriamento onde o efeito de volume de metal aquecido prevalece sobre o efeito de transformação de fase.
- Os DTTS mostraram ser uma ferramenta promissora de previsão das TR transversais em aço BLAR 700 e as tendências observadas nos resultados experimentais indicam que a técnica proposta é capaz de fazer esta previsão. Porém, é necessário um aprimoramento da metodologia proposta.

Quanto às questões metodológicas de preparação da superfície antes de medição das TR pode-se concluir que:

- É necessário quantificar o estado prévio das TR contidas na chapa antes de efetuar uma soldagem. A quantificação prévia do estado de TR na chapa de teste faz com que o perfil de distribuição de TR se aproxime mais a esperado pela teoria. Além disso, ao não quantificar o estado prévio das TR na chapa de teste torna-se difícil saber o quanto de TR foi introduzido por processo de soldagem especificamente. Por outro lado, no

caso específico da ZAC, esta quantificação prévia não é sugerida, visto que a região da ZAC é aquecida a altas temperaturas eliminando assim todas as tensões introduzidas previamente a soldagem;

- É necessário fazer uma preparação da superfície por remoção eletrolítica antes de se medir as TR por DRX, porém a sequência da preparação (antes ou depois da operação de soldagem) não tem efeito significativo sobre valores e perfil de distribuição das TR;
- A restrição da chapa de teste influencia os valores, mas não altera o perfil de distribuição de TR. Para garantir a qualidade dos resultados obtidos é necessário levar em consideração o efeito da restrição da chapa sobre resultados de medição das TR;
- Desde que são devidamente fixadas, as chapas de teste de aço BLAR da classe 700 MPa não apresentaram variação temporal das TR (ao longo dos 30 dias de monitoramento). Nas condições de fixação mencionadas, não é necessário se preocupar com a relaxação temporal das TR.

## CAPÍTULO XI

### Sugestões para Trabalhos Futuros

Geralmente se planeja avaliar e estudar muitos aspectos no projeto inicial da tese. Porém, durante o próprio desenvolvimento do trabalho aparecem resultados que necessitam de investigações adicionais ou uma outra metodologia experimental. Entretanto, não se pode conseguir fazer tudo, mesmo durante um tempo de quatro anos. Desta forma, ficam como sugestões para trabalhos futuros:

- Aprimorar a soldagem MIG/MAG do aço BLAR700 a fim de evitar as descontinuidades apresentadas no Capítulo 5 (Influência da Energia de Soldagem sobre a Geração de Tensões Residuais) e conseguir avaliar o efeito de energia de soldagem sobre as tensões residuais de uma forma mais consistente;
- Fazer cordões de solda em um aço BLAR variando a energia de soldagem e monitorando o ciclo térmico nos pontos estratégicos da ZAC e MB para aprimorar as simulações físicas;
- Melhorar o procedimento experimental e realizar mais testes para provar a eficiência de uso de DTTS para previsão de TR transversais em cordões de solda reais, no tocante a possibilitar também variar o volume aquecido sem se perder a sensibilidade da amostra para gerar os esforços trativos e compressivos durante o resfriamento e aquecimento;
- Desenvolver procedimentos de remoção eletrolítica para outros tipos de materiais como ligas de alumínio, titânio e aço inoxidável; elaborar soluções a base de compostos não tóxicos;
- Avaliar o efeito de pré-aquecimento sobre a geração de TR em aço BLAR;

- Elaborar um dispositivo que permite impor pré-carregamento mecânico sobre a junta soldada e avaliar o efeito de restrições mecânicas sobre a evolução de TR em aços BLAR;
- Aprimorar a metodologia para determinar o efeito da energia de soldagem sobre TR no tocante de eliminar as descontinuidades do tipo falta de fusão para verificar se os resultados de medição das TR longitudinais e transversais estão coerentes;
- Avaliar o efeito do volume de metal aquecido sobre TR por meio de outra metodologia usando, por exemplo, resfriamento forçado do cordão de solda;
- Para um mesmo volume de chanfro, avaliar o efeito de número de passes sobre TR;
- Elaborar metodologia e avaliar o efeito de pré-aquecimento sobre TR em um aço BLAR. Em primeira aproximação escolher uma largura fixa das faixas paralelas ao cordão que serão aquecidas a uma dada temperatura. Variando a temperatura do pré-aquecimento avaliar o seu efeito sobre TR; em seguida para uma dada temperatura de pré-aquecimento variar a largura das faixas aquecidas e avaliar este efeito.

## CAPÍTULO XII

### Referências Bibliográficas

AKBARI MOUSAVI, S. A.; MIRE SMAEILI, R. Experimental and Numerical Analysis of Residual Stress Distributions in TIG Welding Process for 304L Stainless Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 208, n. 1-3, p. 383-394, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.01.015>

ALIPOORAMIRABAD, H. Residual Stress- Microstructure- Mechanical Property Interrelationships in Multipass HSLA Steel Welds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 231, p. 456-467, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.01.020>

BERGER, D. R. et al. Otimização De Parâmetros Na Soldagem GMAW Robotizada Do Aço De Alta Resistência LNE 700. **Congresso Nacional De Engenharia Mecânica e Industrial – CONEMI**. Salvador: [s.n.]. 2014.

BEZERRA, A. C.; SCOTTI, A.; RADE, D. A. Effect of the Preheating on Welding Residual Stresses. **Soldagem e Inspeção**, v. 11, n. 1, p. 54-61, 2006.

BROWN, T. B. Predictions and Measurements of Residual Stress in Repair Welds in Plates. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 83, p. 809-818, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2006.08.012>

BULL, J. P.; LAWRENCE, J. C. Thermal Conditions To Produce Skin Burns. **Fire and Materials**, v. 3, n. 2, p. 100-105, 1979. <https://doi.org/10.1002/fam.810030208>

ÇAM, G.; ÖZDEMİR, O.; KOÇAK, M. Progress in Low Transformation Temperature (LTT) Filler Wires: Review. **Proceedings of the 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding**. Istanbul: [s.n.]. 2010. p. 759-765.

CHANG, P. H.; TENG, T. L. Numerical and Experimental Investigations on Residual Stress of the Butt-Welded Joints. **Computational Material Science**, V. 29, N. 4, p. 511-522, 2004. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2003.12.005>

CHE-HARON, C. H.; JAWAID, A. the Effect of Machining on Surface Integrity of Titanium Alloy Ti-6% Al-4% V. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 166, n. 2, p. 188-192, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.08.012>

- CHENG, X. et al. Residual Stress Modification by Post-Weld Treatment and Its Beneficial Effect on Fatigue Strength of Welded Structures. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n. 9-11, p. 1259-269, 2003. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2003.08.020>
- CHOI, J.; MAZUMDER, J. Numerical and Experimental Analysis for Solidification and Residual Stress in the GMAW Process for AISI 304 Stainless Steel. **Journal of Materials Science**, v. 37, n. 10, p. 2143-2158, 2002. <https://doi.org/10.1023/A:1015258322780>
- COLEGROVE, P. et al. Welding Process Impact on Residual Stress and Distortion. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 8, p. 717-725, 2009. <https://doi.org/10.1179/136217109X406938>
- CULLITY, B. D. Elements of X-Ray Diffraction. Massachusetts: Addison-Wesley Publishing Company, 1956. 525 p.
- DE GIORGI, M. Residual Stress Evolution in Cold-Rolled Steels. **International Journal of Fatigue**, v. 33, p. 507-512, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.10.006>
- DE, A.; DEBROY, T. A. A Perspective on Residual Stresses in Welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 3, p. 204-208, 2011. <https://doi.org/10.1179/136217111X12978476537783>
- DENG, D. Fem Prediction of Welding Residual Stress and Distortion in Carbon Steel Considering Phase Transformation Effects. **Materials & Design**, v. 30, n. 2, p. 359-366, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.04.052>
- DENG, D.; MURAKAWA, H. Prediction of Welding Residual Stress in Multi-Pass Butt-Welded Modified 9Cr-1Mo Steel Pipe Considering Phase Transformation Effects. **Computational Materials Science**, v. 37, n. 3, p. 209-219, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2005.06.010>
- EISAZADEH, H.; AIDUN, D. K. Investigation of Transient/Residual Strain and Stress in Dissimilar Weld. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 26, p. 372-381, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.03.003>
- ESTEFEN, S. F. et al. Welding Stress Relaxation Effect in Butt-Jointed Steel Plates. **Marine Structures**, v. 29, n. 1, p. 211-225, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.marstruc.2012.06.002>
- FITZPATRICK, M. E. et al. Determination of Residual Stresses by X-Ray Diffraction. National Physical Laboratory, Teddington, p. 23, 2005.
- FU, G. et al. Effect of Boundary Conditions on Residual Stress and Distortion in T-Joint Welds. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 102, p. 121-135, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2014.07.008>
- GOU, R. Residual Stress Measurement of New and In-Service X70 Pipelines by X-Ray Diffraction Method. **NDT&E International**, v. 44, p. 387-393, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2011.03.003>
- GUROVA, T. et al. Welding Residual Stresses: A Daily History. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 20, n. 7, p. 616-621, 2015. <https://doi.org/10.1179/1362171815Y.0000000047>

HARATI, E. the Relative Effects of Residual Stresses and Weld Toe Geometry on Fatigue Life of Weldments. **International Journal of Fatigue**, v. 77, p. 160-165, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.03.023>

HARATI, E. et al. The Relative Effects of Residual Stresses and Weld Toe Geometry on Fatigue Life of Weldments. **International Journal of Fatigue**, v. 77, p. 160-165, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.03.023>

HATTINGH, R. J.; PIENAAR, G. Weld HAZ Embrittlement of Nb Containing C-Mn Steels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 75, p. 661-677, 1998. [https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(98\)00066-0](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(98)00066-0)

HATTORI, N.; MATSUMOTO, R.; UTSUNOMIYA, H. Residual Stress Distribution Through Thickness in Cold Rolled Aluminium Sheet. **Key Engineering Materials**, v. 622-623, p. 1000-1007, 2014. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.622-623.1000>

HEINZE, C.; SCHWENK, C.; RETHMEIER, M. Numerical Calculation of Residual Stress Development of Multi-Pass Gas Metal Arc Welding. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 72, p. 12-19, 2012a. <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2011.08.011>

HEINZE, C.; SCHWENK, C.; RETHMEIER, M. Numerical Calculation of Residual Stress Development of Multi-Pass Gas Metal Arc Welding Under High Restraint Conditions. **Materials & Design**, v. 35, p. 201-209, 2012b. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.021>

HILSON, G. Spatial Variation of Residual Stresses in A Welded Pipe for High Temperature Applications. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 86, p. 748-756, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2009.07.003>

HILSON, G. et al. Spatial Variation of Residual Stresses in A Welded Pipe for High Temperature Applications. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 86, p. 748-756, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2009.07.003>

ISHIZAKI, Y. et al. Development of GTAW System Using CO<sub>2</sub> Cooling for Reducing Residual Stress. **Materials Science and Engineering: A**, v. 480, p. 411-418, 2008.

JIANG, W.; YAHIAOUI, K. Influence of Cooling Rate on Predicted Weld Residual Stress Build-Up in A Thick Walled Piping Intersection. **American Society of Mechanical Engineers. ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Conference**. New York: ASME. 2008. p. 267-277.

JIANG, W.; ZHANG, Y.; WOO, W. Using Heat Sink Technology To Decrease Residual Stress in 316L Stainless Steel Welding Joint: Finite Element Simulation. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 92, p. 26-62, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2012.01.002>

JONES, W. K.; MET, B.; ALBERRY, P. J. the Role of Phase Transformations in the Development of Residual Stresses During the Welding of Some Fast Reactor Steels. Proceedings of the International Conference on Ferritic Steels for Fast Reactor Steam Generators. London: BNES (British Nuclear Energy Society at the Institution of Civil Engineers). 1978. p. 471-475.

JORDAN, A. D. et al. Weld Thermal Simulation and Its Effect Upon the Microstructure of As-Cast Feal-Based Materials. **Materials Characterization**, v. 43, p. 227-233, 1999. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(98\)00040-0](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(98)00040-0)

- JOSEPH, A. et al. Evaluation of Residual Stresses in Dissimilar Weld Joints. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 82, n. 9, p. 700-705, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2005.03.006>
- JUNAID, M. et al. Effect of Laser Welding Process on the Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stresses in Ti-5Al-2.5Sn Alloy. **Optics & Laser Technology**, v. 97, p. 405-419, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.07.010>
- KANNENGIESSER, T.; KROMM, A. Formation of Welding Residual Stresses in Low Transformation Temperature (LTT) Materials. **Soldagem E Inspeção**, v. 14, n. 1, p. 74-81, 2009. <https://doi.org/10.1590/S0104-92242009000100009>
- KIM, Y. S.; EAGAR, T. W. Metal Transfer in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding. **Welding Research Supplement**, v. 72, n. 7, p. 279-287, 1993.
- KOHANDEHGHAN, A. R.; SERAJZADEH, S. Arc Welding Induced Residual Stress in Butt-Joints of Thin Plates Under Constraints. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 13, n. 2, p. 96-103, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2011.01.002>
- KU, H. H. Notes on the Use of Propagation of Error Formulas. **Journal of Research of the National Bureau of Standards**, n. 70C, p. 263-273, 1966. ISSN 4.
- KUMAR, R.; GHOSH, P. K.; KUMAR, S. Thermal and Metallurgical Characteristics of Surface Modification of AISI 8620 Steel Produced by TIG Arcing Process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 240, p. 420-431, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.020>
- KUMAR, R.; GHOSH, P. K.; KUMAR, S. Thermal and Metallurgical Characteristics of Surface Modification of AISI 8620 Steel Produced by TIG Arcing Process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 240, p. 420-431, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.020>
- KUMAR, S.; NATH, S. K.; KUMAR, V. Continuous Cooling Transformation Behavior in the Weld Coarse Grained Heat Affected Zone and Mechanical Properties of Nb-Microalloyed and HY85 steels. **Materials and Design**, v. 90, p. 177-184, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.071>
- LACHMANN, C.; NITSCHKE-PAGEL, T.; WOHLFAHRT, H. Non-Destructive Characterization of Fatigue Processes in Cyclically Loaded Welded Joints by the Barkhausen Noise Method. **2nd International Workshop on Structural Health Monitoring. Stanford: Stanford University**. 1999. p. 327-336.
- LANCASTER, J. Engineering Catastrophes Causes and Effects of Major Accidents. 3. Ed. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2005. 289 p. <https://doi.org/10.1201/9781439832745>
- LAZIC, V. et al. Estimates of Weldability and Selection of the Optimal Procedure and Technology for Welding of High Strength Steels. **Procedia Engineering**, v. 40, p. 310-315, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2012.07.100>
- LEE, C. H. Computational Modelling of the Residual Stress Evolution Due To Solid-State Phase Transformation During Welding. **Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering**, v. 16, n. 7, p. 1-16, 2008. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/16/7/075003>

- LEE, C. H.; CHANG, K. H. Prediction of Residual Stresses in High Strength Carbon Steel Pipe Weld Considering Solid-State Phase Transformation Effects. **Computers & Structures**, v. 89, n. 1-2, p. 256-265, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.compstruc.2010.10.005>
- LEE, C. K.; CHIEW, S. P.; JIANG, J. Residual Stress Study of Welded High Strength Steel Thin-Walled Plate-To-Plate Joints. Part 1: Experimental Study. **Thin-Walled Structures**, v. 56, p. 103-112, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2012.03.015>
- LEE, H. W. Weld Metal Hydrogen-Assisted Cracking in Thick Steel Plate Weldments. **Materials Science and Engineering A**, v. 445-446, p. 328-335, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.046>
- LEGGATT, R. H. Residual Stresses in Welded Structures. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 85, p. 144-151, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2007.10.004>
- LI, A. et al. Surface Roughness Effects on Stress Determination by the X-Ray Diffraction Method. **Experimental Techniques**, March/April 1995. <https://doi.org/10.1111/j.1747-1567.1995.tb00840.x>
- LI, S. et al. Numerical Investigation of Formation Mechanism of Welding Residual Stress in P92 Steel Multi-Pass Joints. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 244, p. 240-252, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.01.033>
- LI, Y.; KAJI, Y.; IGARASHI, T. Effects of Thermal Load and Cooling Condition on Weld Residual Stress in A Core Shroud with Numerical Simulation. **Nuclear Engineering and Design**, v. 242, p. 100-107, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2011.10.040>
- LIN, Y. C.; CHOU, C. P. A New Technique for Reducing the Residual Stress Induced by Welding in Type 304 Stainless Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 48, n. 1-4, p. 693-698, 1995. [http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136\(94\)01710-I](http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136(94)01710-I)
- LIN, Y. C.; LEE, K. H. Effect of Preheating on the Residual Stress in Type 304 Stainless Steel Weldment. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 63, n. 1-3, p. 797-801, 1997. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(96\)02727-6](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02727-6)
- LIN, Y. C.; PERNG, J. Y. Effect of Welding Parameters on Residual Stress in Type 420 Martensitic Stainless Steel. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 2, n. 3, p. 129-132, 1997. <https://doi.org/10.1179/stw.1997.2.3.129>
- MASUBUCHI, K. Analysis of Welded Structures: Residual Stresses, Distortion and Their Consequences. New York: Pergamon Press, v. 33, 1980. 641 p.
- MISHCHENKO, A. et al. Analysis of Residual Stresses Resulting From the Surface Preparation for X-Ray Diffraction Measurement. **J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.**, v. 40, p. 94, 2018. <https://doi.org/10.1007/s40430-018-1036-5>
- MISHCHENKO, A.; OLIVEIRA, B. J.; SCOTTI, A. Surface Preparation for XRD Residual Stress Measurements. **Soldagem e Inspeção**, v. 21, n. 4, p. 497-507, 2016. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/si2104.09>

MOAT, R. J. et al. Residual Stress Control of Multipass Welds Using Low Transformation Temperature Fillers. **Materials Science and Technology**, v. 34, n. 5, p. 519-528, 2017. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1410954>

MOON, J. et al. Reheating Cracking Susceptibility in the Weld Heat-Affected Zone of A reduced Activation Ferritic-Martensitic Steel for Fusion Reactors. **Fusion Engineering and Design**, v. 124, p. 1038-1041, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2017.04.040>

MOON, J.; KIM, S.-J.; CHANGHEE, L. Effect of Thermo-Mechanical Cycling on the Microstructure and Strength of Lath Martensite in the Weld CGHAZ of HSLA Steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 7658-7662, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.06.067>

MOORE, M.; EVANS, W. Mathematical Correction for Stress in Removed Layers in X-Ray Diffraction Residual Stress Analysis. SAE Technical Paper 580035, p. 6, 1958.

MULTINGER, M. et al. Superficial Severe Plastic Deformation of 316 LVM Stainless Steel Through Grit Blasting: Effects on Its Microstructure and Subsurface Mechanical Properties. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, p. 1830–1837, 2010. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.07.126>

NAKA, T. Welding Shrinkage and Cracking. [S.l.]: Komine Industrial Press, 1950.

NASR, M.; NG, E. G.; ELBESTAWI, M. A. Modelling the Effects of Tool-Edge Radius on Residual Stresses When Orthogonal Cutting AISI316L. **International Journal Machining Tools Manufacture**, v. 47, p. 401-411, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.03.004>

NITSCHKE-PAGEL, T.; WOHLFAHRT, H. Residual Stress in Welded Joint- Sources and Consequences. **Materials Science Forum**, v. 404-407, p. 215-226, 2002. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.404-407.215>

NOYAN, I. C.; COHEN, J. B. Residual Stress. Measurement by Diffraction and Interpretation. New York: Springer Science and Business Media, 1987. 206-208 p. <https://doi.org/10.1007/978-1-4613-9570-6>

O'BRIEN, R. L. JEFFERSON'S Welding Encyclopedia. [S.l.]: Global Engineering Documents, 1997. 758 p.

OTT, M. H.; LOHE, D. the Influence of Surface Roughness on the Refraction of X-Rays and Its Effect on Bragg Peak Position. **Advances in X Ray Analysis**, v. 46, p. 232-237, 2003.

PALANI, P. K.; MURUGAN, N. Selection of Parameters of Pulsed Current Gas Metal Arc Welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, n. 1, p. 1-10, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.07.013>

PAMNANI, R. et al. Residual Stress Studies on Arc Welding Joints of Naval Steel (DMR-249A). **Journal of Manufacturing Processes**, v. 20, n. 1, p. 104-111, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.09.004>

PAMNANI, R. et al. Numerical Simulation and Experimental Validation of Arc Welding of DMR-249A Steel. **Defence Technology**, v. 12, n. 4, p. 305-315, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2016.01.012>

- PARK, J. U.; AN, G.; LEE, H. W. Effect of External Load on Angular Distortion in Fillet Welding. **Materials & Design**, v. 45, p. 403-410, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.006>
- PARK, M. J. et al. Residual Stress Measurement on Welded Specimen by Neutron Diffraction. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 155-156, p. 1171-1177, 2004. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.393>
- POORHAYDARI, K.; PATCHETT, B. M.; IVEY, D. G. Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness. **Welding Journal**, v. 84, p. 149-155, 2005.
- POUGET, G.; REYNOLDS, A. P. Residual Stress and Microstructure Effects on Fatigue Crack Growth in AA2050 Friction Stir Welds. **International Journal of Fatigue**, v. 30, n. 3, p. 463-472, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2007.04.016>
- PREVEY, P. X-Ray Diffraction Residual Stress Techniques. Metal Handbook. 10. ed. [S.l.]: Metals Park: **American Society for metals**, 1986. 380-392 p.
- PRICE, J. W. et al. Residual Stress Measurement by Neutron Diffraction and Theoretical Estimation in Single Weld Bead. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 83, n. 5, p. 381-387, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2006.02.015>
- PRICE, J. W. et al. Residual Stress Measurement by Neutron Diffraction and Theoretical Estimation in Single Weld Bead. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 83, n. 5, p. 381-387, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2006.02.015>
- PU, X. et al. Simulating Welding Residual Stress and Deformation in A Multi-Pass Butt-Welded Joint Considering Balance Between Computing Time and Prediction Accuracy. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 93, p. 2215–2226, 2017. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0691-5>
- QIANG, B. et al. Through-Thickness Distribution of Residual Stresses in Q345qd Butt-Welded Steel Plates. **J. of Mat. Processing Tech**, v. 251, p. 54-64, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.08.001>
- RAI, S. Residual Stress Measurement in Ferritic Steel Tube Welds Using X-Ray Diffraction. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 3, n. 4, p. 204-207, 1998. <https://doi.org/10.1179/stw.1998.3.4.204>
- RAMJAUN, T. et al. Effect of Interpass Temperature on Residual Stresses in Multipass Welds Produced Using Low Transformation Temperature Filler Alloy. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 19, n. 1, p. 44-51, 2014. <https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000162>
- ROBINSON, J. S. et al. Influence of Cold Compression on the Residual Stresses in 7449 Forgings. 8th International Conference on Residual Stresses. Denver: [s.n.]. 2008.
- ROSSINI, N. S. Methods of Measuring Residual Stresses in Components. **Materials and Design**, V. 35, p. 572-588, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.08.022>
- SANG-HYONG, L.; KYONG-HO, C.; GAB-CHUL, J. Effect of the Degree of Restraint Against Thermal Expansion and Contraction on Welding Residual Stress. **International Journal of Modern Physics**, v. 20, n. 25, p. 4075-4080, 2006.

SATOH, K. et al. Theoretical Study on Transient Restraint Stress in Multi-Pass Welding. **Transactions of the Japan Welding Society**, v. 6, n. 1, p. 42-52, 1975.

SCHROEPFER, D.; KANNENGIESSER, T. Correlating Welding Reaction Stresses and Weld Process Conditions for High-Strength Steel S960QL. **Welding in the World**, v. 58, n. 3, p. 423-432, 2014. <https://doi.org/10.1007/s40194-014-0127-x>

SCHROEPFER, D.; KROMM, A.; KANNENGIESSER, T. Improving Welding Stresses by Filler Metal and Heat Control Selection in Component-Related Butt Joints of High-Strength Steel. **Welding in the World**, v. 59, n. 3, p. 455-464, 2015. <https://doi.org/10.1007/s40194-014-0219-7>

SCHROEPFER, D.; KROMM, A.; KANNENGIESSER, T. Engineering Approach To Assess Residual Stresses in Welded Components. **Welding in the World**, v. 61, n. 1, p. 91-106, 2017. <https://doi.org/10.1007/s40194-016-0394-9>

SCOTTI, A. Five Bars and One Bar Models for Thermal Stress Generation in the FZ, HAZ and BM During Arc Welding. **Soldagem E Inspeção**, v. 19, n. 1, p. 82-90, 2014. <https://doi.org/10.1590/S0104-92242014000100010>

SLATINEAU, L. et al. Surface Roughness of Aluminium Parts Sand Blasting. **Proc Manuf Syst**, v. 6, n. 2, p. 69-74, 2011.

SOKOLOVSKAYA, E. M. General Chemistry. Moscow: Moscow University Publish, 1975. 720 p.

STAIA, M. H. et al. Effect of Substrate Roughness Induced by Grit Blasting Upon Adhesion of WC-17% Co Thermal Sprayed Coatings. **Thin Solid Films**, v. 377-378, p. 657-664, 2000. [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(00\)01447-4](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(00)01447-4)

SUDHEESH, R. S.; SIVA PRASAD, N. Finite Element Study of Residual Stresses and Distortions in Arc Welding with A Trailing Liquid Nitrogen Heat Sink. **International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow**, v. 21, n. 8, p. 1050-1065, 2011. <https://doi.org/10.1108/09615531111177787>

TALJAT, B.; RADHAKRISHNAN, B.; ZACHARIA, T. Numerical Analysis of GTA Welding Process with Emphasis on Post-Solidification Phase Transformation Effects on Residual Stresses. **Materials Science and Engineering A**, v. 246, n. 1-2, p. 45-54, 1998. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00729-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00729-6)

TEGART, W. J. The Electrolytic and Chemical Polishing of Metals in Research and Industry. London: Pergamon Press, 1956. 180 p.

TENG, T. L. et al. Analysis of Residual Stresses and Distortions in T-Joints Fillet Welds. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 78, n. 8, p. 523-538, 2001. [https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(01\)00074-6](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(01)00074-6)

TENG, T. L.; LIN, C. C. Effect of Welding Conditions on Residual Stress Due To Butt Welds. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 75, n. 12, p. 857-864, 1998. [https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(98\)00084-2](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(98)00084-2)

TENG, T.; FUNG, C. P.; CHANG, P. H. Effect of Weld Geometry and Residual Stresses on Fatigue in Butt-Welded Joints. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 79, n. 7, p. 467-482, 2002. [https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(02\)00060-1](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(02)00060-1)

TENG, T.; FUNG, C.; CHANG, P. Effect of Weld Geometry and Residual Stresses on Fatigue in Butt-Welded Joints. **Int. J. of Pressure Vessels and Piping**, v. 79, p. 467-482, 2002. [https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(02\)00060-1](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(02)00060-1)

TSUJI, A.; OKANO, S.; MOCHIZUKI, M. Method of X-Ray Residual Stress Measurement for Phase Transformed Welds. Download PDF, v. 59, n. 4, p. 577-583, 2015.

TSUJI, A.; SHIGETAKA, O.; MASAHITO, M. Method of X-Ray Residual Stress Measurement for Phase Transformed Welds. **Weld World**, v. 59, p. 577-583, 2015. <https://doi.org/10.1007/s40194-015-0232-5>

UNNIKRISHNAN, R. et al. Effect of Heat Input on the Microstructure, Residual Stresses and Corrosion Resistance of 304L Austenitic Stainless Steel Weldments. **Materials Characterization**, v. 93, p. 10-23, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.03.013>

VAKILI-TAHAMI, F.; SORKHABI, A. H. Finite Element Analysis of Thickness Effect on the Residual Stress in Butt-Weld 2.25Cr1Mo Steel Plates. **Journal of Applied Sciences**, v. 9, n. 7, p. 1331-1337, 2009. <https://doi.org/10.3923/jas.2009.1331.1337>

WANG, L. W. et al. in Situ Corrosion Characterization of Simulated Weld Heat Affected Zone on API X80 Pipeline Steel. **Corrosion Science**, v. 85, p. 401-410, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.04.053>

WITHERS, P. J. Residual Stress and Its Role in Failure. **Reports on Progress in Physics**, v. 70, n. 12, p. 2211-2264, 2007. <https://doi.org/10.1088/0034-4885/70/12/R04>

XU, M. et al. Effects of Weld Metal Strength and Transformation Temperature on Welding Residual Stress. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 20, n. 3, p. 208-215, 2015. <https://doi.org/10.1179/1362171814Y.0000000274>

XU, S. et al. Residual Stresses in the Welding Joint of the Nozzle-To-Head Area of A Layered High-Pressure Hydrogen Storage Tank. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 39, n. 21, p. 11061-11070, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2014.05.066>

XU, W. W. et al. Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Microstructure and Toughness of A V-N Microalloyed Steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 14, n. 5, p. 234-239, 2007. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60085-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60085-0)

YE, Y. et al. Influence of Groove Type on Welding-Induced Residual Stress, Deformation and Width of Sensitization Region in A SUS304 Steel Butt Welded Joint. **Advances in Engineering Software**, v. 86, p. 39-48, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2015.04.001>

YOUSSEF, S. et al. Analysis of Residual Stress Induced by Hand Grinding Process. **Mater Sci Forum**, v. 681, p. 327-331, 2011. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.681.327>

ZHAO, S. et al. Effect of Cooling Rate on Phase Transformation and Microstructure of Nb-Ti Microalloyed Steel. **Materials Transactions**, v. 55, n. 8, p. 1274 - 1279, 2014. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2013395>

ZHENG, L.; SONG, S.-H.; YUAN, Z. X. Grain Boundary Segregation of Antimony in Heat Affected Zones During Welding Thermal Cycles for A Cr–Mo Low Alloy Steel. **Materials Letters**, v. 96, p. 152-154, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2013.01.042>

ZHU, Z.; HAN, J.; HUIJUN, L. Effect of Alloy Design on Improving Toughness for X70 Steel During Welding. **Materials and Design**, v. 88, p. 1326-1333, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.073>

ZONDI, M. C. Factors That Affect Welding-Induced Residual Stress and Distortions in Pressure Vessel Steels and Their Mitigation Techniques: A Review. **Journal of Pressure Vessel Technology**, v. 136, p. 1-9, 2014. <https://doi.org/10.1115/1.4026564>

ZUBAIRUDDIN, M. et al. Thermomechanical Analysis of Preheat Effect on Grade P91 Steel During GTA Welding. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 31, n. 3, p. 366-371, 2016. <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1025964>

## APÊNDICE I

### Desenvolvimento e Avaliação de um Método para Remoção Eletrolítica

#### 1 Introdução

Devido a penetração limitada dos Raios-X (as vezes no máximo 30 - 40  $\mu\text{m}$ , mas em maioria dos casos não supera 10  $\mu\text{m}$ ), o método de medição das tensões residuais por Difração de Raio X (DRX) é capaz de caracterizar apenas tensões superficiais. A limitação de penetração desse método precisa, de acordo com a literatura, incluindo normas ASTM E2860-12 e BS EN 15305/2008, uma preparação especial da superfície para que os resultados de medição não sejam mascarados por processamento prévio da chapa de teste. Isto por que o material já traz consigo um certo grau de tensões residuais diferenciadas na superfície, devido pré-processamento do mesmo durante fabricação (laminação, usinagem, limpeza mecânica da superfície, etc.).

Durante a pesquisa bibliográfica sobre os métodos de preparação da superfície antes de medição de TR por DRX não se encontrou procedimentos bem descritos de como preparar a superfície, que tipo de solução eletrolítica usar no caso de aço carbono, quais são os principais parâmetros operacionais do processo de preparação e quais equipamentos podem ser usados. Desta forma, este capítulo tem como objetivo apresentar resultados do trabalho feito para preencher as lacunas destacadas, pelo menos no contexto nacional.

## 2 Metodologia, equipamentos e insumos

Do ponto de vista metodológico, planejou-se estudar o efeito da corrente sobre a taxa de remoção de material e o desempenho de soluções eletrolíticas. Como parâmetros de remoção eletroquímica, pode-se regular corrente, velocidade de deslocamento do eletrodo, vazão e composição do fluido eletrolítico, distância entre a ponta do eletrodo e a superfície da chapa e tempo de remoção. Manteve-se constantes esses parâmetros para se estudar o efeito da corrente, exceto a vazão da solução eletrolítica, que tem de ser aumentada de acordo com o valor da corrente, para evitar secar o meio eletrolítico. A remoção de material foi avaliada utilizando-se um micrômetro com resolução de 0,01 mm, medindo a espessura da chapa no local do desbaste antes e após o ataque eletroquímico. Assim, pode-se determinar a taxa de remoção e o tempo para remover uma espessura alvo de camada.

A espessura alvo foi definida como 0,25 mm (250  $\mu\text{m}$ ), baseando-se na recomendação da seção 8.5 da norma ASTM, que prevê a remoção desta espessura antes de medição para eliminar o efeito de superfície encruada (superfície levemente tratada com jato de areia ou esmerilhamento). Portanto, estabeleceu-se este valor como critério, ou seja, quando a espessura de material removido atingisse 250  $\mu\text{m}$ , o ataque eletrolítico seria encerrado. O efeito da sequência de remoção (contínua ou por estágio) também foi alvo da metodologia. Conjuntamente, procurou-se avaliar o desempenho de três soluções eletrolíticas, sendo uma a solução padrão fornecida pelo fabricante (destinada a limpeza do aço inoxidável) e as outras elaboradas e preparadas para os testes.

Como equipamento, utilizou-se o aparelho mepBLITz DC-i5 da MetalScience®, cuja descrição detalhada encontra-se no Capítulo 5 Metodologia, equipamentos e insumos. Para utilização desse equipamento com devido controle e repetitividade foi montada uma bancada experimental mecanizada apresentada na Figura 1, que consiste de um cursor com velocidades programadas de deslocamento (possibilitando translação cíclica do pincel para frente e para trás, com o fornecimento contínuo do líquido eletrolítico à zona de ataque eletroquímico, simulando, assim, uma sequência controlada de passagem manual com pincel).

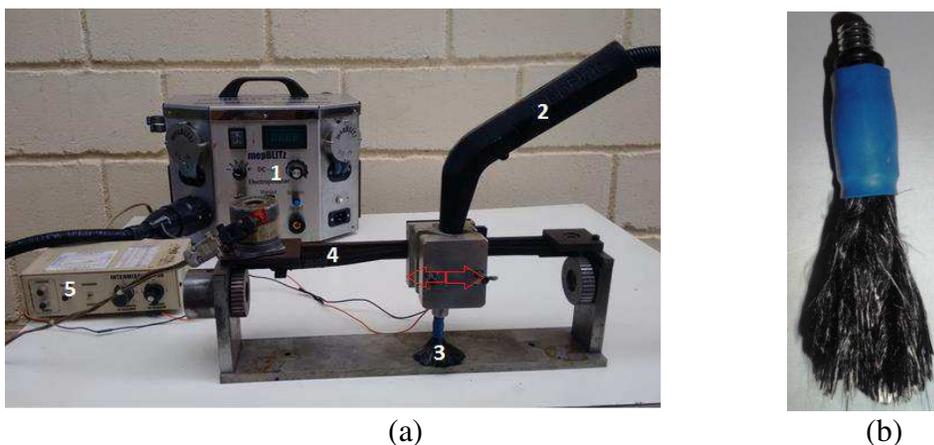


Figura 1 - (a) Bancada experimental utilizada para fazer o ataque eletrolítico, onde 1-fonte de alimentação, 2-empunhadura, 3-pincel-eletrodo, 4-cursor para translação linear cíclica, e 5-controle do cursor (as setas indicam o possível movimento do pincel; (b) vista geral do pincel-eletrodo

Na realização dos testes, foram utilizadas chapas de aço ABNT 1020 e aço inoxidável austenítico AISI 304, nas dimensões de 105 x 38 x 6,35 mm. Para impedir o movimento das chapas durante o ataque eletrolítico, as chapas de teste foram fixadas num suporte, conforme a Figura 2.

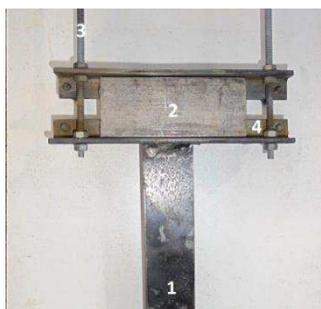


Figura 2 - Suporte para fixação das chapas de teste durante o ataque eletrolítico, onde 1-conexão para cabo-terra, 2- chapa de teste, 3-parafuso para ajuste da largura do suporte, 4-cantoneiras para apoio da chapa

Com o aparelho não permite regular um valor numérico da corrente e vazão da solução eletrolítica, e sim posições do botões de regulagem (“knob”) de cada grandeza, as regulagens de corrente e vazão foram aqui referenciadas por analogia com o ponteiro de horas de um relógio analógico, como ilustra a Figura 3. Por recomendação do fabricante, as posições dos botões de corrente e vazão são correspondentes, isto é, se o botão de regulagem da corrente está posicionado em 9 horas, a posição do botão de regulagem de vazão seria 9 horas também. Entretanto, na prática (agora aplicada para remoção e não só polimento) verificou-se a necessidade de um ajuste fino da

vazão da solução durante limpeza, de maneira a garantir que o pincel esteja sempre encharcado com a solução. Para tal, estimou-se a vazão volumétrica aproximada do líquido para várias posições do potenciômetro da vazão.

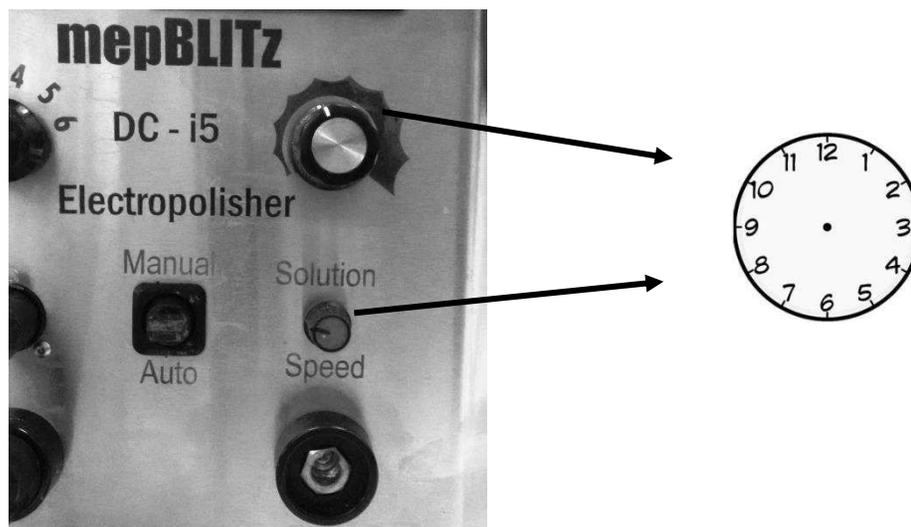


Figura 3 - Ilustração de uma parte do painel principal do aparelho mepBLITz DC-i5 com destaque para a regulagem dos valores da corrente e vazão da solução eletrolítica pela posições dos botões de regulagem, analogamente a um ponteiro de horas de relógio analógico

O valor real da corrente durante o processo de ataque eletrolítico foi monitorado por meio de um sistema A/D de aquisição, a uma taxa de 500 Hz e tempo máximo de aquisição de 150 s. Definiu-se arbitrariamente uma área de ataque para os dois materiais da chapa de teste como de 50 x 12 mm, Figura 4. A velocidade de deslocamento do pincel foi fixada no máximo permitido pelo cursor em 8,5 mm/s na ida e 7,5 mm/s na volta, o que proporcionou 9 ciclos de ida-volta por minuto para o comprimento da área de ataque. A distância entre a ponta do pincel e superfície da chapa sempre foi a mínima possível, atendendo as recomendações do fabricante, para que as pontas do pincel encostem levemente na superfície da chapa.

Como o processo de ataque eletrolítico envolve o aquecimento do fluido e da peça, a temperatura durante o processo foi também monitorada, utilizando-se um pirômetro óptico digital Minipa MT-350 com resolução de 1 °C. O monitoramento da temperatura é importante, pois ao se aquecer a peça acima de uma dada temperatura, novas tensões térmicas podem surgir e mascarar os resultados de medição. Como critério, estabeleceu-se arbitrariamente que a temperatura da chapa não pode ultrapassar 100 °C.

As medições com micrometro das espessuras da chapa para quantificar a remoção se deu em

três regiões escolhidas no eixo central da área de ataque (início, meio e fim, Figura 4). A espessura desgastada é calculada como a diferença entre as médias das espessuras da chapa medidas antes do ataque e depois de cada série de ataque eletrolítico. Em cada ponto indicado foram feitas três medições totalizando 9 valores de espessura. A partir desses dados calculou-se o Valor Médio (VM) e Desvio Padrão (DP). Antes das medições, as chapas eram previamente enxaguadas com água corrente e limpadas com um neutralizador.

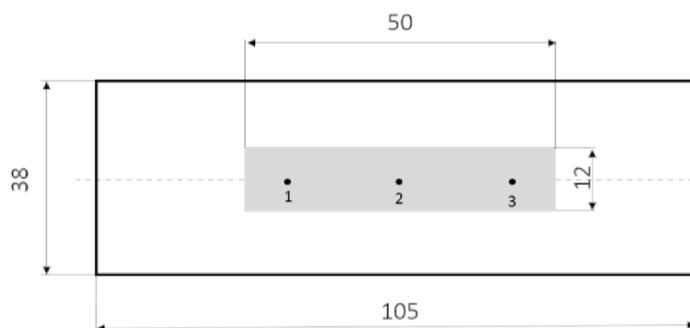


Figura 4 - Representação esquemática da chapa de teste, onde o retângulo cinzento representa a região onde foi feito o ataque e os números 1,2 e 3 são os pontos onde a espessura da chapa era medida

### 3 Remoção das camadas em chapas de AISI 304

Para a remoção das camadas superficiais em aço AISI 304 utilizou-se a solução fornecida por fabricante de mepBLITz DC-i5 e cuja composição química é um segredo comercial. Inicialmente, foi feito um pré-teste com corrente baixa atacando uma chapa de aço AISI 304 durante 5 min, utilizando a solução eletrolítica fornecida pelo fabricante do aparelho. Após o ataque, verificou-se uma espessura removida de 40  $\mu\text{m}$ . Baseando neste resultado, foram feitas duas séries de testes, onde o fator de entrada era corrente, em nível baixo, com vazão baixa, e em nível médio, com vazão média. A resposta era a variação da espessura da chapa e temperatura da chapa. Os demais parâmetros permaneceram constantes. Em cada série, estabeleceu-se fazer 6 estágios sequenciais de remoção, sendo cada um com duração de 5 min, intercalados por limpeza das chapas de teste e medições da remoção, com tempo total de ataque de 30 min.

#### 4 Remoção das camadas superficiais em chapas de aço ABNT 1020

Segundo o Tegart [19], a solução recomendada para ataque eletrolítico de aços de baixo carbono consiste em uma mistura de ácido sulfúrico ( $H_2SO_4$ ) e ácido ortofosforico ( $H_3PO_4$ ), diluídos em água destilada. A sugestão do Tegart para composição química da solução é a de 50 % a 60 %  $H_3PO_4$ , de 25 % a 30 %  $H_2SO_4$  e de 15 % a 20 % de  $H_2O$ . Porém, a solução dada por Tegart [19] tem uma concentração elevada de  $H_2SO_4$ , que é um ácido forte, perigoso e caro. Além disso, de acordo com Sokolovskaya [20], em eletrólitos concentrados as forças de interação entre os íons são muito grandes, o que dificulta a passagem de corrente elétrica (Figura 7). Deste modo decidiu-se reduzir a concentração original sugerida por Tegart [19] em 1,5 e 3 vezes, resultando em composições dadas na Tab. 1.

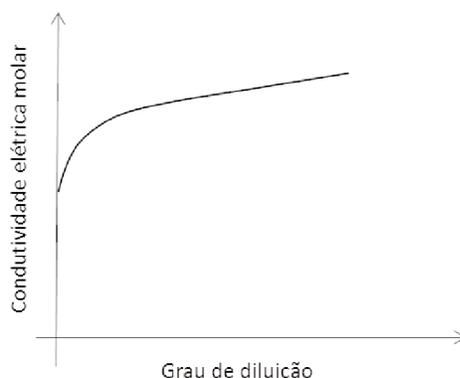


Figura 7 - Relação entre a condutividade elétrica molar e grau de diluição para eletrólito forte, dada por Sokolovskaya [20]

Tabela 1 - Composição química (em % de vol.) das soluções eletrolíticas utilizadas para ataque de aço ABNT 1020

Componentes da solução	Composição original (Tegart, 1956)	Composição da Solução 1	Composição da Solução 2
$H_3PO_4$	50 a 60	19	38
$H_2SO_4$	27 a 30	9	18
$H_2O$	15 a 20	72	44

Para avaliar a capacidade de remoção da Solução 1 da Tab.1 foram feitos os seguintes experimentos. Primeiro experimento consistiu em ataque da chapa de teste em 4 estágios com duração de 3 min cada, em nível baixo de corrente-vazão. Os botões de regulagem da corrente e da vazão do líquido foram posicionadas em 9 horas. No segundo experimento, a chapa foi atacada durante um único estágio contínuo sob corrente-vazão baixos, com duração de 12 min, mantendo-

se a mesma regulagem de corrente e vazão do líquido. Estes dois experimentos foram repetidos por duas vezes cada para avaliar a repetitividade dos resultados. Num terceiro experimento, avaliou-se a capacidade da remoção da Solução 1 para níveis de corrente mais altos (posições do botão de regulagem 9 horas, 11 horas, 12 horas e 13 horas). O ataque neste caso foi feito durante um único estágio para cada nível de corrente com vazão aumentada e tempo reduzido.

Os testes para avaliação do efeito da concentração das soluções eletrolíticas foram planejados com o uso da Solução 2 da Tabela 1, sendo que um foi com corrente baixa e outro com corrente média (posição 9 horas e 11 horas, respectivamente). A Figura 12 mostra que a Solução 2, comparativamente com os resultados com a Solução 1, não apresentou uma taxa de remoção maior. Isto se deve ao fato de que eletrólitos concentrados têm menos íons livres do que os eletrólitos mais diluídos o que dificulta a passagem de corrente e retarda a reação.

## 5 Resultados

### 5.1 Remoção das camadas superficiais em chapas de aço inoxidável

Na Figura 5 está apresentada a evolução da temperatura média da chapa, onde verifica-se que durante o processo de ataque eletrolítico, a temperatura da chapa não superou 75 °C para os dois níveis de corrente utilizados. Mesmo nessas temperaturas, percebe-se borbulhamento e evaporação da solução eletrolítica pelo aquecimento, devido a passagem de corrente. Caso não se tivesse aumentado proporcionalmente a vazão com aumento da corrente, a solução teria secado.

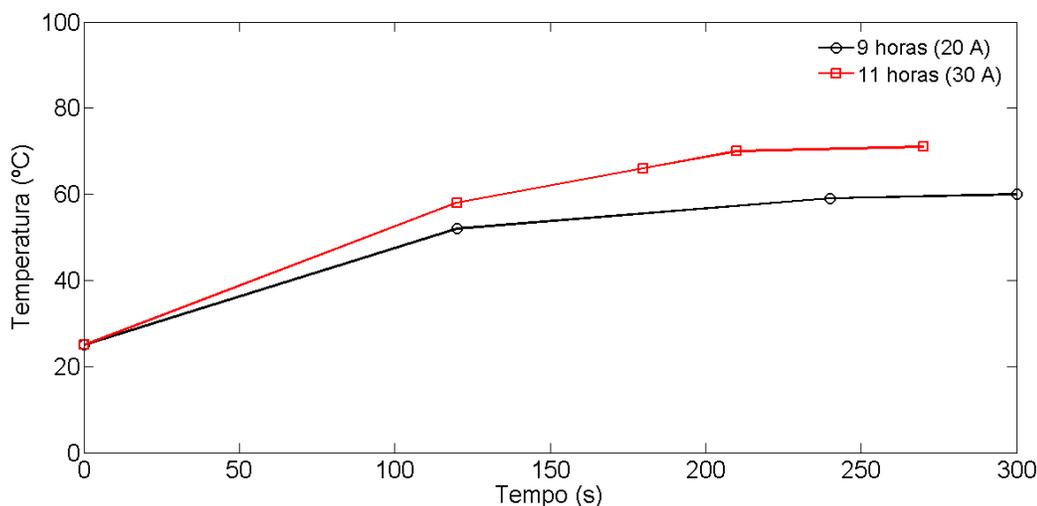


Figura 5 - Evolução da temperatura média da chapa de aço AISI 304 em função do tempo de ataque

para dois níveis de corrente (representado na legenda pela posição do botão de regulação e o correspondente valor médio monitorado)

Na Figura 6 está apresentada a média da espessura do material removido. Percebe-se um comportamento linear entre o tempo de ataque e a remoção do material. Taxas de aproximadamente  $8 \mu\text{m}/\text{min}$  para corrente baixa-vazão baixa e  $12 \mu\text{m}/\text{min}$  para corrente média-vazão média foram observadas. Deste modo, apesar de não ser um aparelho destinado à remoção do material, mas sim à limpeza superficial, o mepBLITz DC-i5 mostrou ser capaz de remover progressivamente camadas de aço inoxidável AISI 304, removendo em média de  $40 \mu\text{m}$  a cada 5 min, utilizando corrente baixa-vazão baixa, e  $60 \mu\text{m}$  a cada 5 min utilizando a corrente média-vazão média. Desta forma, para remover  $250 \mu\text{m}$ , recomendadas pela norma ASTM [12], seção 8.5, um tempo de 30 (excluindo tempos mortos para limpeza e fixação das chapas) é necessário nas condições testadas.

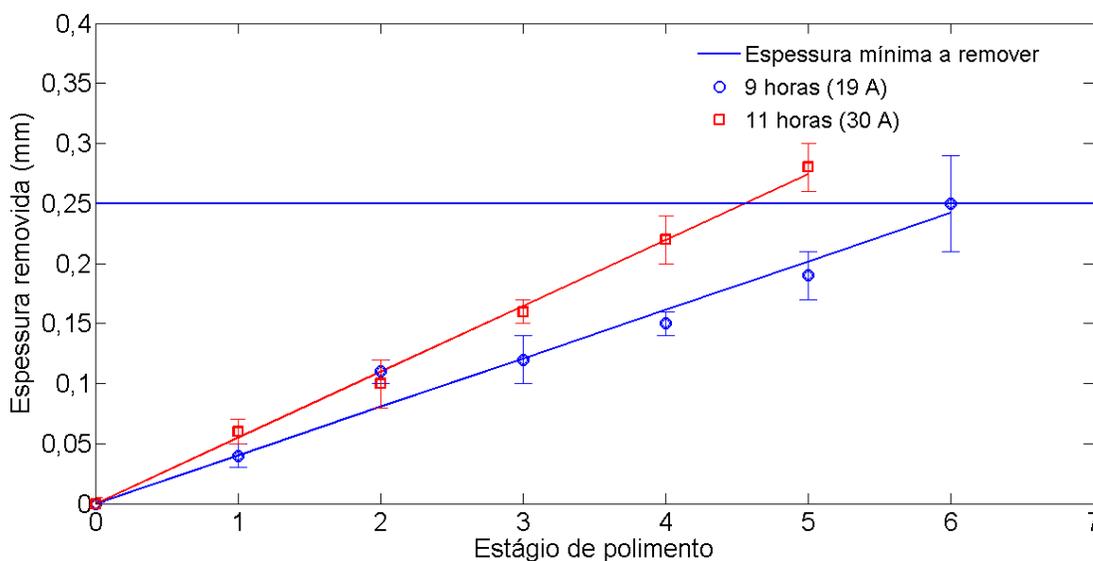


Figura 6 - Espessura média de material removido (aço AISI 304), em função do estágio de ataque (5 min cada) para dois níveis de corrente

## 5.2 Remoção das camadas superficiais em chapas de aço comum ao carbono

Os testes em 4 estágios de 3 min revelaram que a Solução 1 proporciona uma taxa de remoção relativamente alta (Fig. 8(a)) e boa repetitividade. A espessura desejada pode ser removida em aproximadamente 10 min. Além disso, a taxa de remoção média por estágio (Figura 8(b)) permanece relativamente constante ao longo de cada estágio. O valor médio da corrente calculado a partir da amostra medida é de 21 A. O valor máximo da temperatura que foi medido no final de cada estágio não superou  $50 \text{ }^\circ\text{C}$ .

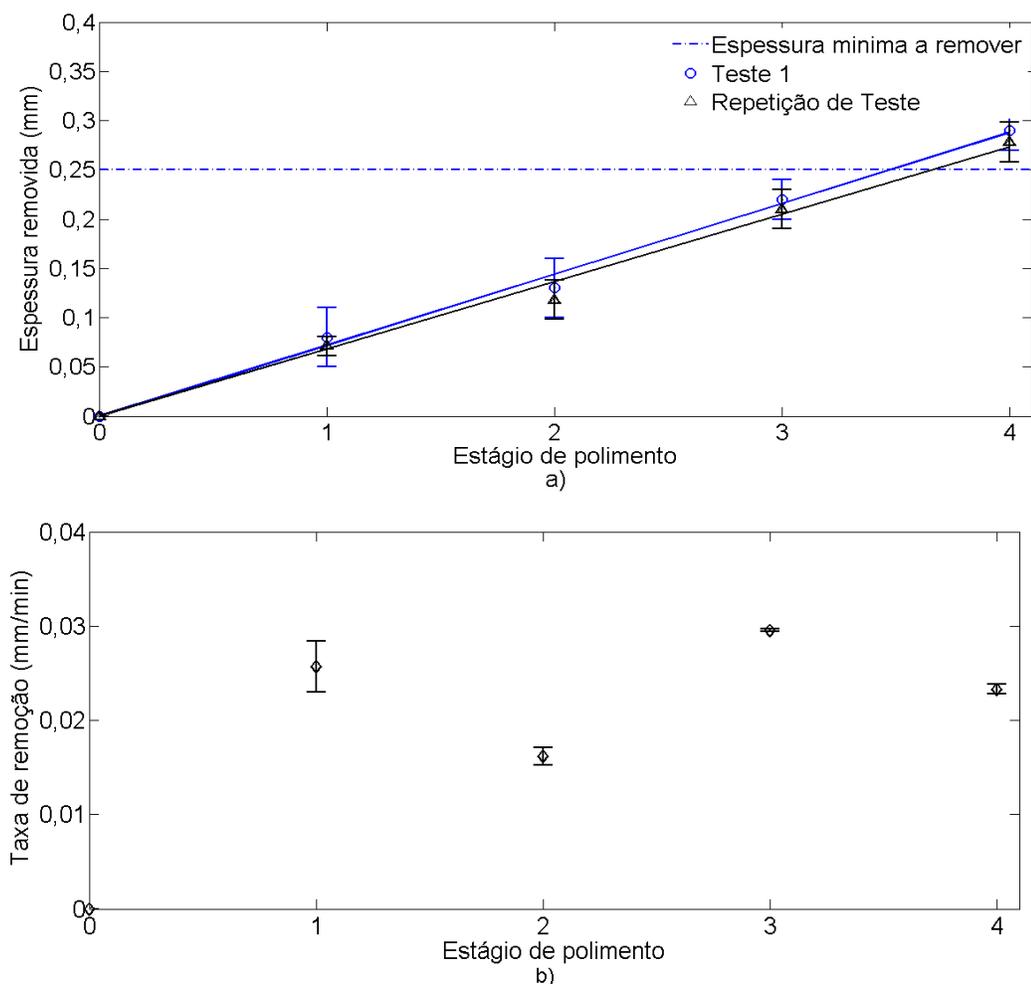


Figura 8 - Acumulativo de espessura removida (a) e taxa de remoção média (b) em função de estágios de ataque eletrolítico para aço ao carbono, solução 1 e corrente-vazão do eletrólito regulado para 9 horas (espessura mínima a remover é de 250  $\mu\text{m}$ )

A espessura removida durante o ataque contínuo de 12 min foi menor do que a espessura removida em 4 estágios de 3 min (Figura 9). Isto poderia acontecer devido à saturação da solução eletrolítica depois de certo período de ataque. Por outro lado, a saturação não aconteceria quando o período de ataque é dividido em estágios; a superfície lavada e neutralizada e a solução que reagiu é totalmente removida. Deste modo, o ataque da peça em vários estágios de curta duração parece ser mais eficiente do que ataque durante um único estágio.

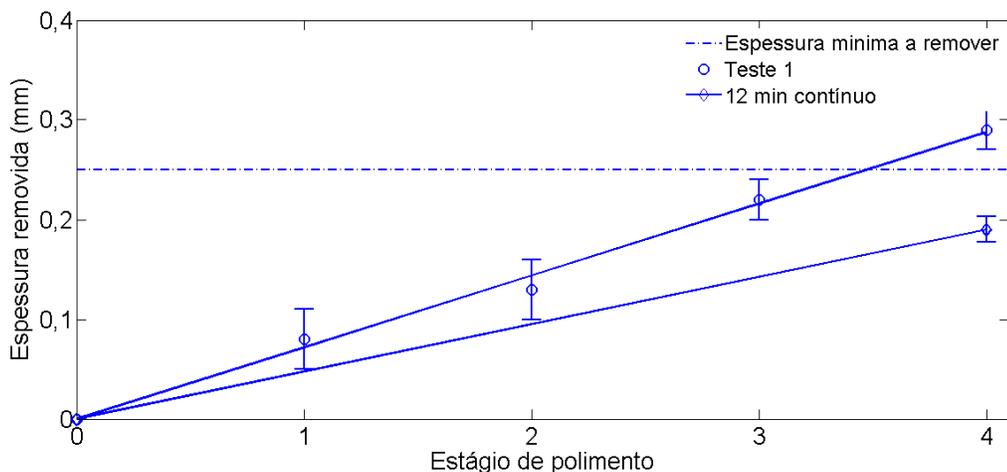


Figura 9 - Espessura removida (acumulativo) para dois ciclos de trabalho (quatro estágios de 3 min versus único estágio de 12 min) para aço ao carbono, solução 1 e corrente-vazão do eletrólito regulado para 9 horas (espessura mínima a remover é de 250  $\mu\text{m}$ )

O aumento da corrente de ataque eletrolítico resultou em crescimento da espessura removida (Figura 10). Embora aumentada em comparação com o teste anterior, a temperatura não ultrapassou 70 °C em quaisquer dos níveis de corrente. A Figura 11 quantifica o quanto a taxa de remoção cresce para maiores valores de corrente, sugerindo um crescimento linear, mas com tendência de saturação para maiores correntes.

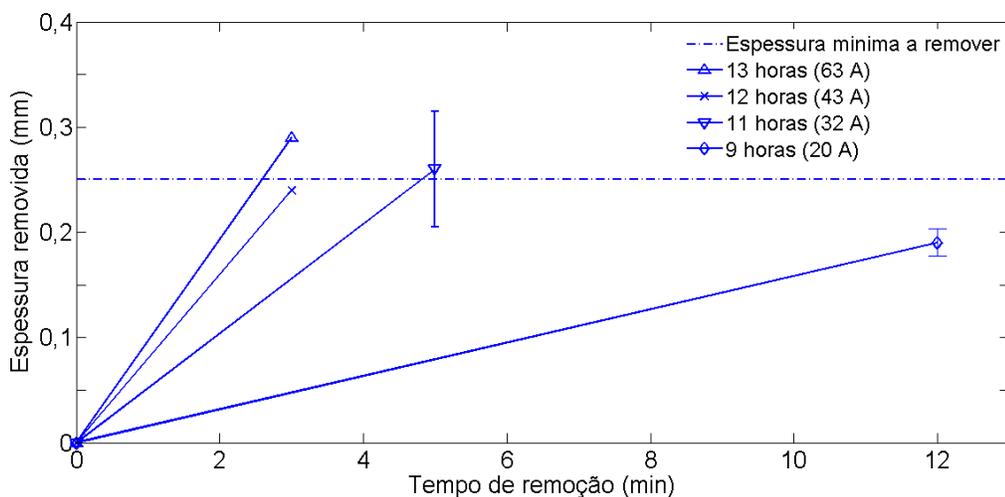


Figura 10 - Espessura removida para aço ao carbono e solução 1 em função do tempo de ataque para vários níveis de corrente de ataque

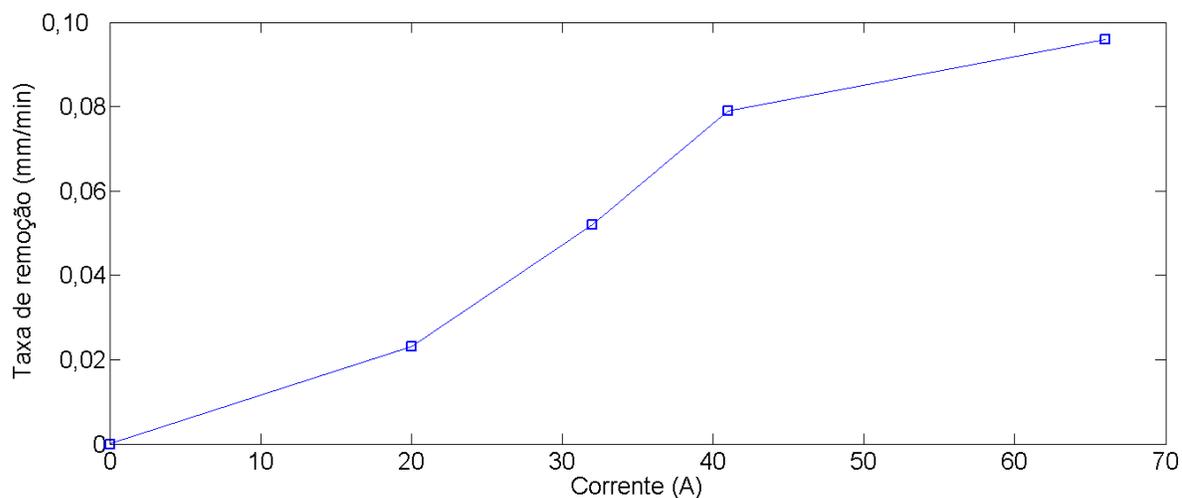


Figura 11 - Relação entre corrente de ataque eletrolítico e taxa de remoção média calculada com base na Figura 10 utilizando-se aço ao carbono e solução 1

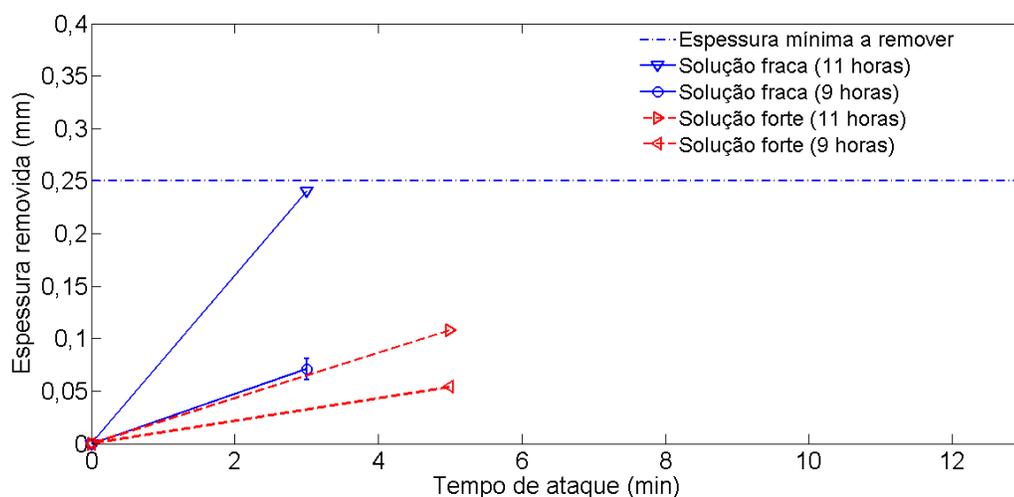


Figura 12 - Efeito da concentração da solução eletrolítica sobre a espessura removida de aço ao carbono para dois níveis de corrente (9 horas = 20 A e 11 horas = 32 A), com estágios contínuos, mas de duração variada

Outras informações importantes são tiradas da Figura 12. O efeito da corrente sobre o desgaste é confirmado em condições diferenciadas das com Solução 1, ou seja, maiores correntes aumentam a camada removida, mas de modo menos significativo. Confirma-se também que estágios mais longos têm menor taxa de remoção (medida pela inclinação das curvas) do que estágios mais curtos, para mesma regulação de corrente.

## 6 Conclusões

O processo de limpeza eletrolítica pode ser utilizado para desbaste de material da superfície da chapa de teste como etapa de preparação antes de medição das tensões residuais por DRX. Nas condições de avaliação, o processo de desbaste mostrou boa repetitividade e estabilidade. Dependendo dos parâmetros de remoção, foi possível remover uma camada de espessura alvo de 250  $\mu\text{m}$  em menos de 5 min, o que atende às recomendações da norma ASTM E2860-12 em um tempo razoavelmente curto.

A taxa de remoção média para aço AISI 304 pode ser de 8 ou até 12  $\mu\text{m}/\text{min}$ , para corrente de 19 A e 30 A, respectivamente, usando-se a solução eletrolítica indicada pelo fabricante do equipamento para polimento. Para aço ao carbono, a taxa de remoção pode chegar até 100  $\mu\text{m}/\text{min}$  para uma corrente de 65 A, usando-se uma solução eletrolítica fraca proposta neste trabalho à base de  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (19 %) e  $\text{H}_2\text{SO}_4$  (9%), diluídos em água.

A rapidez de remoção da espessura desejada depende dos dois principais parâmetros de remoção, a saber, do valor da corrente e da composição química da solução eletrolítica. Porém, uma corrente maior proporciona menor tempo necessário para remover a espessura alvo, mas aos custos de um maior consumo da solução eletrolítica. Em relação ao efeito da composição química da solução eletrolítica, pode se afirmar que solução com maior concentração de ácidos mostrou menor capacidade de remoção nas mesmas condições de teste.