

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR *Francisco Edson*  
*NOGUEIRA FRAGA*..... E APROVADA  
PELA COMISSÃO JULGADORA EM *19/02/09*.....  
*Roseana da Exaltação Trevisan*  
ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**Proposta de Modelo para Caracterizar  
Susceptibilidade a Distorção  
Devido à Soldagem  
em Chapas de Alumínio**

Autor: **Francisco Edson Nogueira Fraga**  
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

# **Proposta de Modelo para Caracterizar Susceptibilidade a Distorção Devido à Soldagem em Chapas de Alumínio**

Autor: **Francisco Edson Nogueira Fraga**  
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

Curso: Engenharia Mecânica  
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2009  
S.P. – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA  
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

F842p Fraga, Francisco Edson Nogueira  
Proposta de modelo para caracterizar  
susceptibilidade a distorção devido à soldagem em  
chapas de alumínio / Fraga, Francisco Edson Nogueira -  
Campinas, SP: [s.n.], 2009.

Orientador: Roseana da Exaltação Trevisan  
Tese de Doutorado - Universidade Estadual de  
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solda e soldagem. 2. Deformação. 3. Chapas de  
alumínio. 4. Laminação (Metalurgia). 5. Cristalografia.  
I. Trevisan, Roseana da Exaltação. II. Universidade  
Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia  
Mecânica. III. Modelo para a Caracterização de  
Susceptibilidade à Distorção em Chapas de Alumínio.

Titulo em Inglês: Model to characterize susceptibility to distortions by welding in  
aluminum plates

Palavras-chave em Inglês: Welding, Distortion, Aluiminiun, Crystallography,  
Rolled plates

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Eugênio José Zoqui, Antonio José Ramirez Londoño, Yukio  
Kobayashi, Carlos Roberto Camello Lima

Data da defesa: 19/02/2009

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

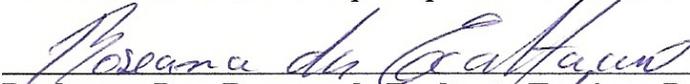
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

TESE DE DOUTORADO

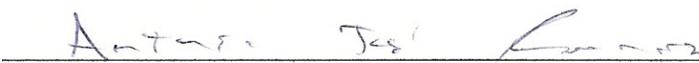
**Proposta de Modelo para Caracterizar  
Susceptibilidade a Distorção  
Devido à Soldagem  
em Chapas de Alumínio**

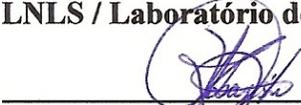
Autor: **Francisco Edson Nogueira Fraga**  
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

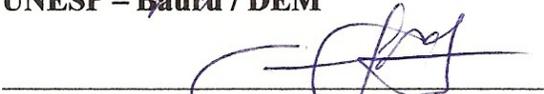
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:

  
\_\_\_\_\_  
**Professora Dra. Roseana da Exaltação Trevisan, Presidente da Banca  
UNICAMP / Faculdade de Engenharia Mecânica**

  
\_\_\_\_\_  
**Professor Dr. Eugênio José Zoqui  
UNICAMP / Faculdade de Engenharia Mecânica**

  
\_\_\_\_\_  
**Professor Dr. Antonio José Ramirez Londoño  
LNLS / Laboratório de Microscopia Eletrônica**

  
\_\_\_\_\_  
**Professor Dr. Yukio Kobayashi  
UNESP – Bauru / DEM**

  
\_\_\_\_\_  
**Professor Dr. Carlos Roberto Camello Lima  
UNIMEP / FEAU**

Campinas, 19 de fevereiro de 2009

## **Dedicatória**

Aos meus queridos pais e à minha querida esposa Ester.

## **Agradecimentos**

A conclusão deste trabalho representa uma grande meta para se alcançar um objetivo maior de vida. Este trabalho não poderia ser terminado sem o apoio e colaboração de diversas pessoas às quais desejo prestar meus agradecimentos:

À Professora Dra. Roseana Trevisan pela orientação, empenho e colaboração nesta tese e, principalmente, pela grande amizade, compreensão e apoio durante estes anos de trabalho.

Aos professores da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, em especial, do Departamento de Engenharia de Fabricação pelos ensinamentos e convívio.

Ao Professor Dr. Antônio Ramirez do LNLS, pela colaboração com esta pesquisa. Os trabalhos de microscopia eletrônica desta pesquisa foram realizadas com o microscópio JSM-5900LV do Laboratório de Microscopia Eletrônica do LNLS, Campinas.

Ao Professor Dr. Olivio Novaski, por possibilitar o acesso ao Laboratório de Metrologia do Centro de Tecnologia da UNICAMP e disponibilizar a máquina de medição por coordenadas, utilizada para as medições de distorções realizadas neste trabalho.

Ao Professor Dr. Lisandro Pavie Cardoso, responsável pelo Laboratório de Difração de Raio X do IFGW/UNICAMP, pela colaboração com os ensaios de difração de Raio-X.

Ao Professor Dr. Eugênio Zoqui por disponibilizar o microscópio ótico, importante para as análises de microscopia ótica deste trabalho.

À Faculdade de Engenharia Mecânica pela disponibilidade dos laboratórios de pesquisa.

Ao CNPq pela bolsa de doutorado e aporte financeiro para esta pesquisa.

Aos amigos Marconi Libório pela dedicada ajuda com o *MatLab*, Leandro Zago “less” com as micrografias e Rafael Bugelli pela ajuda com o ANSYS.

Ao Hipólito, professor da *Universidad de Oriente, Santiago de Cuba*, pelas valorosas trocas de idéias na tese, pela ajuda com as micrografias e, é claro, pela grande amizade e companheirismo.

Presto meus agradecimentos também aos amigos Armando Antonialli, Cleiton Carvalho, Conrado Afonso (LNLS), Cristiano Pinto, Daniel Gabriel, Davi Benatti, Davi Gabriel, Fabiana Varela, José Hilton, José Manuel "Montoia", Luciano Lourençato “Lulu”, Mauro Alcatrão, Mirão, Renato, Sidnei (LNLS), D. Vera, e outros tantos amigos pelas trocas de idéias, companheirismo e amizade compartilhada durante toda a Pós-graduação.

À CBA e aos Eng. Ivan Maia, Renato Brito de Moura e Rogério Minatel e ao Sr. João Ribeiro, pelas chapas de alumínio disponibilizadas para a esta pesquisa.

Agradeço também aqueles que foram como o vento, que produz a resistência necessária para que a pipa se eleve.

“A essência do conhecimento consiste  
em aplicá-lo, uma vez possuído”

Confúcio

## Resumo

Fraga, Francisco Edson Nogueira. *Proposta de modelo para caracterizar susceptibilidade a distorção devido à soldagem em chapas de alumínio*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 138 p. Tese (Doutorado).

O interesse da indústria em se ter um maior controle das distorções provocadas pela soldagem de chapas de alumínio, em função da crescente demanda por esse material, incentivaram o desenvolvimento do presente trabalho. Neste trabalho são estudadas as deformações causadas pela soldagem TIG em chapas de alumínio, liga Al 5052, em função do grau de encruamento das chapas e em função da direção de soldagem em relação ao sentido de laminação. Foram utilizadas chapas com três graus de laminação a frio e as soldas realizadas no sentido paralelo e perpendicular ao sentido de laminação das chapas. As distorções provocadas pela soldagem foram avaliadas através de uma metodologia desenvolvida nesse trabalho. Essa metodologia possibilitou a quantificação dos resultados através de coeficientes de distorção longitudinal e transversal. Complementarmente, para melhor compreensão dos resultados, procedeu-se uma análise microestrutural por microscopia ótica e por EBSD (*Eletron Backscatter Diffraction*) no metal base e na zona afetada pelo calor (ZAC). Com o EBSD obteve-se resultados de textura cristalográfica no metal base, que foram avaliados por meio de ODF (*Orientation Distribution Function*). As distorções provocadas pela soldagem foram avaliadas com um nível de significância dos resultados de 10%. Os resultados de distorção mostraram ocorrências de deformações longitudinais e transversais em todas as condições avaliadas. Foi descoberto que a direção de soldagem paralela ao sentido de laminação do material gera maior distorção, em comparação com a solda perpendicular à laminação. Essa influência da direção de soldagem foi significativamente relevante por consequência da presença da textura tipo *Brass* no material encruado. A influência do grau de encruamento do material sobre a quantidade de distorções foi tão relevante quando a direção de soldagem em relação à laminação. O coeficiente de distorção aumentou com o aumento do grau de encruamento das chapas. Foi caracterizado também um aumento da largura da ZAC em função do grau de laminação do material, concomitante com o aumento das distorções devido à soldagem.

**Palavras-chave:** solda, distorção, alumínio, direção de laminação, encruamento, ZAC, textura.

## **Abstract**

Fraga, Francisco Edson Nogueira, *Distortion in aluminum plates by welding*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 138 p. Tese (Doutorado).

*The industry interest on having a better control in the distortions provoked by welding of aluminum plates, caused by the crescent demand of this material, motivated the development of this work. In this work, it is studied the deformation caused by TIG welding in aluminum plates, alloy Al 5052, in function of the cold working degree (tempers) on the plates and in function of the welding direction in relation to the rolling direction. Were used plates with three different tempers (O, H32 and H34) and the welds were made parallel and perpendicular to the rolling direction. The welding distortions were evaluated by means of a methodology developed in this work. With this methodology was possible to quantify the results through the longitudinal and transversal distortion coefficients. Additionally, for a better understanding of the results, it was carried out a micrographic analysis by means of optical microscopy and Eletron Backscatter Diffraction (EBSD) over the base metal and the heat affected zone (HAZ). With the EBSD analysis it was obtained results about the crystallographic texture on the base metal, which were evaluated by means of Orientation Distribution Function (ODF). The distortions caused by welding were evaluated with a significance level of the results of 10%. The results of the distortions showed the occurrence of longitudinal and transversal deformations in all conditions evaluated. It was discovered that the welding direction parallel to the rolling direction of the material cause the largest distortion compared to the direction welding perpendicular to the rolling direction. This influence of the welding direction was relevant in consequence of the presence of Brass texture in the rolling material. The influence of the cold working degree of the material over the quantity of distortions was as much relevant as the welding direction in relation to the rolling direction. The distortion coefficient increased with the increase of the cold working degree of the plates. It was also verified an increase in the width of the HAF in function of the cold working degree of the material, as well as an increase of the distortions caused by the welding.*

**Key words:** *weld, distortion, aluminum, rolling direction, cold work, HAZ, texture.*

# Índice

<b>Lista de Figuras</b>	xiv
<b>Lista de Tabelas</b>	xviii
<b>Nomenclatura</b>	xix
<b>Capítulo 1</b>	1
1.1 Introdução	1
1.2 Objetivos	4
<b>Capítulo 2</b>	5
<b>Fundamentação Teórica</b>	5
2.1 Ligas de Alumínio – Série 5xxx	5
2.2 Deformações Devido à Soldagem	10
2.3 Mecanismos de Recuperação e Recristalização	13
2.3.1 Recuperação	15
2.3.2 Recristalização	15
2.4 Textura	17
2.4.1 Textura de Laminação	19
2.4.2 Representação das Texturas	20
2.5 Estudos sobre Textura na Soldagem	27
2.6 Técnicas de Medição de Textura	29
2.6.1 Difração de Raios X (DRX)	29
2.6.2 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)	31

<b>Capítulo 3</b>	35
<b>Materiais e Métodos</b>	35
3.1 Material	35
3.2 Avaliação da composição química	36
3.3 Identificação do Sentido de Laminação	37
3.4 Caracterização da Direção Cristalográfica Preferencial por Raio X	38
3.5 Otimização dos Parâmetros de Soldagem e do Tamanho do Corpo de Prova	39
3.5.1 Otimização dos parâmetros de Soldagem	39
3.5.2 Otimização do tamanho dos Corpos de Prova	43
3.5.3 Confecção dos Corpos de Prova	51
3.6 Soldagem dos Corpos de Prova	52
3.7 Modelo para a Avaliação e Quantificação das Distorções	53
3.7.1 Medição da Deformação Inicial dos CP's	54
3.7.2 Medição da Distorção nos CP's Devido à Soldagem	56
3.8 Caracterização da ZAC	60
3.8.1 Medição da Largura da ZAC	60
3.8.2 Medição do Tamanho de Grão na ZAC	61
3.9 Avaliação por EBSD	64
3.10 Planejamento Estatístico para Avaliação das Distorções	67
<b>Capítulo 4</b>	71
<b>Resultados Preliminares</b>	71
4.1 Caracterização da Têmpera das Chapas	71
4.2 Caracterização do Sentido de Laminação	73
4.3 Caracterização Preliminar da Textura Cristalográfica Preferencial por Raio X	75
4.4 Simulação do ciclo térmico para a otimização do tamanho dos CP's	79
4.5 Perfil de Temperatura ao Longo da Largura da ZAC	83
<b>Capítulo 5</b>	87
<b>Resultados e Discussões</b>	87
5.1 Avaliação das Distorções	87
5.1.1 Distorção Transversal	88
5.1.2 Distorção Longitudinal	92

5.2	Análises por Microscopia Ótica e por EBSD	98
5.2.1	Medição da Largura da ZAC por Microscopia Ótica	99
5.2.2	Avaliação do Tamanho de Grão na ZAC por Microscopia Ótica	104
5.2.3	Análise por EBSD da Fração de Material Recristalizado e Deformado na ZAC	106
5.2.4	Análise da Textura no MB por EBSD	114
5.3	Novos conhecimentos para minimizar distorções em chapas de Al soldadas	121
<b>Capítulo 6</b>		123
Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros		123
6.1	Conclusões	123
6.2	Sugestões para Trabalhos Futuros	126
<b>Referências Bibliográficas</b>		127
<b>Apêndice A</b>		137
<b>Apêndice B</b>		138

## Lista de Figuras

Figura 1.1: Crescimento do consumo de alumínio na indústria automotiva na Europa e EUA (Toros, Ozturk e Kacar 2008). (* previsão).	2
Figura 2.1: Micrografias indicando a têmpera das chapas (a) Al 5052-O, (b) Al 5052-H32 e (c) Al 5052-H34.	8
Figura 2.2: Efeito da laminação a frio nas propriedades de chapas Al 5052. Composição nominal: 2,5% Mg, 0,25% Cr. (Adaptado de KAISER, 1978)	9
Figura 2.3: Relação física entre deformações e tensões residuais (BEZERRA, 2006).	10
Figura 2.4: Evolução da distorção longitudinal devido ao processo de soldagem (Adaptado de MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005).	11
Figura 2.5: Pontos medidos no CP e resultados: Elementos Finitos x experimental.	13
Figura 2.6: Figuras de pólo (111), comparação entre texturas predeterminadas para várias reduções de espessura na superfície e no centro do material.	19
Figura 2.7: Chapa laminada destacando o sistema de referências DN $\perp$ DL $\perp$ DT (a); Posicionamento da amostra em relação à esfera de referência e ao plano de projeção (b)	21
Figura 2.8: Figura de Pólo. (Adaptado de Souza et al., 2001)	22
Figura 2.9: Figura de Pólo Inversa obtida por EBSD em uma chapa laminada e recozida	22
Figura 2.10: (a) Localização dos ângulos de Euler na ODF espacial e (b) seções da ODF com a localização das orientações $\{110\}\langle 100\rangle$ e $\{111\}\langle 001\rangle$ .	24
Figura 2.11: Algumas orientações preferenciais no espaço de Euler em seções constantes	26
Figura 2.12: ODF de uma chapa de alumínio laminada a frio (90%) com a indicação de algumas orientações importantes. Seções de $5^\circ$ em $\varphi_2$ .	27

Figura 2.13: PDF® 04-0787 (1953) para o Alumínio.	31
Figura 2.14: Padrão de linhas de Kikuchi (a) e o mesmo padrão após a indexação das linhas pelo sistema de tratamento de imagens (b) (Adaptado de LÖW, 2006).	32
Figura 3.1: (a) Região na amostra da chapa onde se fez a caracterização e (b) micrografia exemplificando a identificação do sentido de laminação da chapa.	38
Figura 3.2: Suporte de fixação dos corpos de prova (a) e um CP devidamente fixado (b).	40
Figura 3.3: Penetração do cordão de solda na chapa no início (a) e no final do cordão (b).	41
Figura 3.4: Elemento SOLID70 (ANSYS® 10.0).	44
Figura 3.5: Malha para CP com 200 x 150 x 2 mm, com a área de entrada do fluxo de calor (a) e Distribuição Gaussiana discretizada (b).	47
Figura 3.6: Esquema ilustrando o CP e as condições de contorno definidas para a simulação numérica.	48
Figura 3.7: Calor específico, condutividade térmica e densidade em função da temperatura.	49
Figura 3.8: Localização dos termopares no corpo de prova.	50
Figura 3.9: Ilustração da disposição dos CP's na chapa em relação ao sentido de laminação para possibilitar a soldagem paralela e perpendicular ao sentido de laminação.	51
Figura 3.10: CP com a tocha posicionada para iniciar a soldagem e CP logo após a soldagem.	53
Figura 3.11: CP posicionado na máquina de medição por coordenadas tridimensional.	54
Figura 3.12: Posição das coordenadas medidas para quantificar a deformação inicial dos CP's.	55
Figura 3.13: Distorção transversal (a) e distorção longitudinal (b) causadas pela soldagem.	57
Figura 3.14: Pontos no CP para a medição da distorção (a) transversal e (b) longitudinal.	58
Figura 3.15: Interface MB-ZAC caracterizando o final da ZAC (a) e interface ZAC-MS onde se inicia a ZAC (b).	61
Figura 3.16: Ilustração indicando a localização das micrografias para avaliação da ZAC-R e ZAC-CG.	62
Figura 3.17: Micrografia a ser quantificada (a) e a micrografia após delineamento no AutoCAD (b).	63

Figura 3.18: Histograma obtido como resultado da Figura 3.17 (b) com o MatLab.	63
Figura 3.19: Disposição do CP em relação à chapa. Cordão de Solda transversal ao sentido de laminação da chapa. Destaque para o plano DL-DN e para a seção A-A onde as amostras para EBSD foram retiradas.	64
Figura 3.20: Localização das identificações nas amostras (a) e uma micrografia com uma identificação entre MB e a ZAC.	66
Figura 3.21: Fluxograma esquematizando o planejamento experimental adotado.	68
Figura 4.1: Micrografias indicando a têmpera das chapas (a) Al 5052-O, (b) Al 5052-H32 e (c) Al 5052-H34.	73
Figura 4.2: (a) região lateral nas chapas para caracterização do sentido de laminação e micrografias das chapas (b) Al 5052-O, (c) Al 5052-H32 e (d) Al 5052-H34.	74
Figura 4.3: Difração de Raio X para as chapas Al 5052-O, Al 5052-H32 e Al 5052-H34.	76
Figura 4.4: PDF® 04-0787 (1953) para a liga o Alumínio.	77
Figura 4.5: Ciclos térmicos da simulação numérica e do experimental.	81
Figura 4.6: Instante final da soldagem, $t = 33,6s$ (c).	83
Figura 4.7: Malha representativa do CP na simulação em ANSYS, com a linha sobre a qual foram medidas as temperaturas máximas ao longo da ZAC.	84
Figura 4.8: Diagrama de fase da liga Al-MG (a) e perfil de temperatura simulada ao longo da ZAC (b)	85
Figura 5.1: Distorção transversal causada pela soldagem.	88
Figura 5.2: Coeficiente de distorção transversal. Comparação entre as direções de soldagem paralela e perpendicular à laminação para as chapas Al 5052-O (a), Al 5052-H32 (b) e Al 5052-H34 (c).	90
Figura 5.3: Coeficiente de distorção transversal. Comparação entre as têmperas O, H32 e H34, para as direções de soldagem paralela à laminação (a) e perpendicular à laminação (b).	90
Figura 5.4: Resultado do teste de hipóteses para a distorção transversal.	91
Figura 5.5: Distorção longitudinal causada pela soldagem.	93

Figura 5.6: Coeficiente de distorção longitudinal. Comparação entre as têmperas (O, H32 e H34) para as direções de soldagem paralela (a) e perpendicular (b) à laminação.	94
Figura 5.7: Coeficiente de distorção longitudinal. Comparação entre as direções de soldagem paralela e perpendicular à laminação para as chapas Al 5052-O (a), Al 5052-H32 (b) e Al 5052-H34 (c).	95
Figura 5.8: Resultado do teste de hipóteses para a distorção longitudinal.	96
Figura 5.9: Variação da largura da ZAC em função da têmpera e da direção de soldagem.	100
Figura 5.10: Síntese dos resultados obtidos na medição da largura da ZAC. (a) ilustração da ZAC para as têmperas O, H32 e H34, (b) resultados da largura da ZAC em função da têmpera e (c) perfil de temperatura máxima na ZAC.	101
Figura 5.11: Comparação dos resultados do tamanho de grão entre as têmperas O, H32 e H34 e entre a soldagem paralela e perpendicular à laminação. Tamanhos de grão na ZAC-R (a) e na ZAC-CG (b).	105
Figura 5.12: Recrystallized Fraction Component via EBSD: Al 5052-O (a) MB, (b) ZAC-R e (c) ZAC-CG.	107
Figura 5.13: Recrystallized Fraction Component via EBSD: Al 5052-H32 (a) MB, (b) ZAC-R e (c) ZAC-CG.	109
Figura 5.14: Recrystallized Fraction Component via EBSD: Al 5052-H34 (a) MB, (b) ZAC-R e (c) ZAC-CG.	111
Figura 5.15: ODF obtida no MB para o material Al 5052-O.	115
Figura 5.16: ODF obtida no MB para o material Al 5052-H32.	116
Figura 5.17: ODF obtida no Metal de Base para o material Al 5052-H34.	117

## Lista de Tabelas

Tabela 2.1: Sistema de nomenclatura para classificação das têmperas de ligas de alumínio endurecíveis por deformação (ASTM B209M, 2001)	7
Tabela 2.2: Orientações cristalográficas mais conhecidas (Adaptado de LÖW, 2006).	25
Tabela 3.1: Composição das chapas Al 5052 (O, H32 e H34)	37
Tabela 3.2: Parâmetros usados na Difração de Raios X.	39
Tabela 3.3: Parâmetros de soldagem definidos para a realização dos ensaios.	42
Tabela 4.1: Planos predominantes e valores de $C_i$ e $s$ para as chapas Al 5052 (O, H32 e H34).	78
Tabela 5.1: Resultados de distorção medidos após a soldagem, expressos através do coeficiente de distorção transversal.	89
Tabela 5.2: Resultados de distorção medidos após a soldagem, expressos através do coeficiente de distorção longitudinal.	93
Tabela 5.3: Largura da ZAC (mm) em função da têmpera e da direção de soldagem.	99

## Nomenclatura

### *Letras Latinas*

<b>M</b>	– Momento fletor	
<b>T<sub>f</sub></b>	– Temperatura de fusão	[°C]
<b>T</b>	– temperatura	[°C]
<b>U</b>	– Tensão de soldagem	[V]
<b>I</b>	– Corrente de soldagem	[A]
<b>V<sub>s</sub></b>	– Velocidade de soldagem	[mm/min]
<b>Q</b>	– Quantidade de calor	[kJ/m <sup>2</sup> ]
<b>l</b>	– Comprimento do cordão de solda	[mm]
<b>h</b>	– Coeficiente de convecção	[W/m <sup>2</sup> K]
<b>k</b>	– Condutividade	[W/cm°C]
<b>c</b>	– Calor específico	[J/g °C]
<b>T<sub>1</sub>, T<sub>2</sub>, T<sub>3</sub>, T<sub>4</sub>, T<sub>5</sub></b>	– Termopares	
<b>t</b>	– tempo, instante	[s]
<b>F<sub>0</sub></b>	– Fator de influência	
<b>F<sub>α, x, ab.(n-1)</sub></b>	– Valor de significância	

### *Letras Gregas*

<b>σ<sub>n</sub></b>	– Tensão nominal
<b>σ<sup>I</sup></b>	– Tensão Residual do Tipo I
<b>σ<sup>II</sup></b>	– Tensão Residual do Tipo II
<b>σ<sup>III</sup></b>	– Tensão Residual do Tipo III
<b>σ<sub>x</sub></b>	– Tensão Longitudinal
<b>σ<sub>y</sub></b>	– Tensão Transversal
<b>τ<sub>xy</sub></b>	– Tensão Cisalhante
<b>φ<sub>1</sub></b>	– Ângulo de Euler no modelo de Bunge, alinhado com a direção de laminação (DL) da chapa
<b>Φ</b>	– Ângulo de Euler no modelo de Bunge, alinhado com a direção transversal (DT) da chapa
<b>φ<sub>2</sub></b>	– Ângulo de Euler no modelo de Bunge, alinhado com a direção normal (DN) à chapa
<b>ψ</b>	– Ângulo de Euler no modelo de Roe, alinhado com a direção de laminação (DL) da chapa
<b>Φ</b>	– Ângulo de Euler no modelo de Roe, alinhado com a direção transversal (DT) da chapa

$\theta$  – Ângulo de Euler no modelo de Roe, alinhado com a direção normal (DN) à chapa  
 $\lambda$  – Comprimento de onda  
 $\eta$  – Rendimento do processo de soldagem  
 $\varepsilon$  – Emissividade  
 $\rho$  - Densidade [g/cm<sup>3</sup>]  
 $\alpha$  – Nível de significância

### **Abreviações**

**TIG** – *Tungsten Inert Gas*  
**ZAC** – Zona Afetada pelo Calor  
**EBSD** – *Eletron Backscatter Diffraction*  
**O** – Designação de têmpera indicando que o material laminado está no estado recozido  
**H32** – Designação de têmpera, material com um fator de encruamento entre 20% e 25%  
**H34** – Designação de têmpera, material com um fator de encruamento entre 33% e 45%  
**MS** – Metal de Solda  
**EDE** – Energia de falha de empilhamento  
**CFC** – Cúbico de Face Centrada  
**DN** – Direção normal ao plano de laminação  
**DL** – Direção longitudinal, paralela à direção de laminação  
**DT** – Direção transversal à direção de laminação  
**ODF** – *Orientation Distribution Function* ou Função Distribuição de Orientação  
**FSW** – *Friction Stir Welding*  
**DRX** – Difração de Raio X  
**MET** – Microscópio eletrônico de transmissão  
**EFR-X** – Espectrometria de Fluorescência de Raios-X  
**CP** – Corpo de Prova  
**IC** – Insumo de calor [kJ/mm]  
**CS** – Cordão de solda  
**MB** – Metal de Base  
**ZAC-R** – ZAC de Recristalização  
**ZAC-CG** – ZAC de Crescimento de Grão  
**PF** – Planejamento Fatorial  
**MEV** – Microscopia eletrônica de varredura  
**SAW** – *Submerged Arc Welding*

### **Siglas**

**SBU** – Sistema de Bibliotecas da Unicamp  
**ASTM** – American Society for Testing and Materials  
**FEM** – Faculdade de Engenharia Mecânica  
**IFGW** – Instituto de Física Gleb Wataghin

**JCPDS** – *Committee on Powder Diffraction Standards*  
**ICDD** – *International Centre for Diffraction Data*  
**LNLS** – Laboratório Nacional de Luz Sincontro

# Capítulo 1

## Introdução e Objetivos

### 1.1 Introdução

A demanda de utilização do alumínio em escala industrial vem crescendo cada vez mais nos últimos anos. Para se ter uma idéia da atual demanda de alumínio na indústria, a produção mundial de bauxita em 2007 foi 8,4% superior à de 2006, passando de 178 Mt em 2006 para 194 Mt em 2007, num cenário em que o Brasil ocupa atualmente o terceiro lugar entre os principais produtores mundiais, respondendo por 12,7% da produção. O Brasil alcançou uma produção de alumina em 2007 de 63,3 Mt. Essa produção representa um aumento de 8,4% em relação ao ano de 2006 (DNPM, 2008).

Um dos principais motivos dessa demanda crescente é o espaço que o alumínio vem conquistando em substituição ao aço na indústria. Para exemplificar esse crescimento de demanda pela indústria mundial, é apresentado a seguir, na Figura 1.1, o crescimento no uso do alumínio na indústria automobilística na Europa e EUA da década de 60 até a atualidade, inclusive com uma previsão de demanda para 2009.

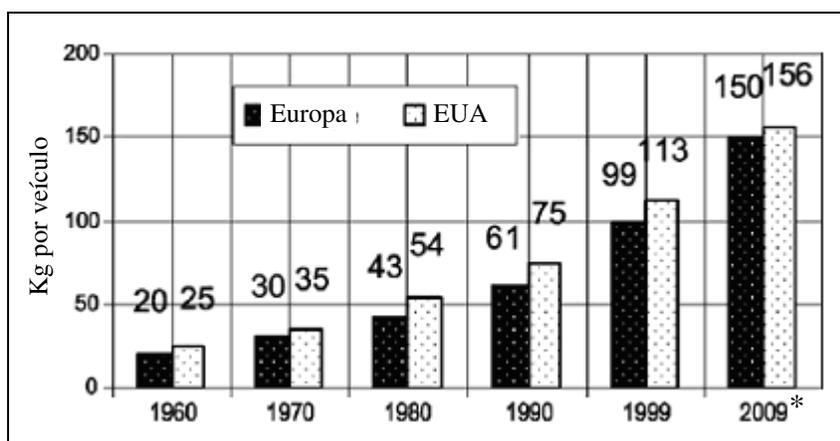


Figura 1.1: Crescimento do consumo de alumínio na indústria automotiva na Europa e EUA (Toros, Ozturk e Kacar 2008). (\* previsão).

Pode-se observar na Figura 1.1 que a demanda por alumínio na indústria automotiva europeia e norte americana praticamente dobrou nos últimos vinte anos.

Essa permanente conquista de espaço na indústria é devido às excelentes propriedades que vêm sendo desenvolvidas nas ligas de alumínio, como resistência à corrosão, elevado limite de resistência e soldabilidade, que são aperfeiçoadas devido aos contínuos investimentos em pesquisas e em novas tecnologias nos processos de produção (de chapas, perfis, placas, tarugos...), no desenvolvimento de novas ligas e em aprimoramentos nos processos de fabricação, inclusive soldagem (Naka *et al.*, 2001).

Seguido desse crescimento no consumo de alumínio pela indústria, há uma exigência clara por maiores controles nos processos de soldagem para minimizar a ocorrência de defeitos como porosidade, trincas e distorções.

Dificuldades associadas à realização de soldas confiáveis e de alta qualidade em ligas de alumínio têm incentivado estudos sobre este tema, especialmente para a aplicação em estruturas soldadas de alumínio nos setores automotivo, marítimo e aeroespacial (OWEN *et al.*, 2003; ANDERSON, 2005).

Estas dificuldades incluem a ocorrência de trincas a quente durante a soldagem, susceptibilidade à corrosão sob tensão ou fadiga, redução de propriedades mecânicas na região da solda e desenvolvimento de tensões residuais e deformações, que muitas vezes são inaceitáveis devido às altas tolerâncias requeridas, como no caso de aplicações em estruturas espaciais (SHANKAR e WU, 2002; OWEN *et al.*, 2003; PRESTON *et al.*, 2004).

Além disso, os processos de manufatura sempre apresentaram crescente demanda por maior controle dimensional e tolerância de forma, de modo que novas técnicas e modelos/metodologias de medição de distorção após soldagem têm recebido bastante atenção.

Em diversos projetos, como na área automotiva e marítima, as distorções em peças e estruturas soldadas são controladas rigorosamente em função da crescente exigência do mercado por qualidade. Particularmente no setor aeroespacial, as deformações são um problema inaceitável devido às altas tolerâncias dimensionais e de forma requeridas (OWEN *et al.*, 2003).

A grande demanda por desenvolvimento tecnológico na soldagem de alumínio e, mais especificamente, o interesse em se ter um maior controle das distorções provocadas pela soldagem de chapas de alumínio incentivaram o desenvolvimento do presente trabalho. O material objeto de estudo foi a liga Al-Mg, classificação Al 5052, em forma de chapas com diferentes graus de encruamento mais utilizados nas indústrias que trabalham com alumínio. As ligas de Alumínio Magnésio são as mais utilizadas em escala industrial por oferecerem uma ótima relação entre peso e propriedades mecânicas, elevada resistência à corrosão e boa soldabilidade.

## 1.2 Objetivos

Este trabalho tem como objetivos principais:

- Propor um modelo para quantificação de distorções causadas pela soldagem em chapas, que apresente confiabilidade estatística.
- Estudar a influência do grau de encruamento de chapas de alumínio Al 5052 sobre a quantidade de distorções provocadas pela soldagem.
- Avaliar a influência da direção de soldagem em função do sentido de laminação de chapas de alumínio Al 5052.

Como objetivos específicos, os seguintes:

- Investigar como a Zona Afetada pelo Calor (ZAC) esta correlacionada com as distorções geradas pela soldagem.
- Caracterizar a relação entre a textura cristalográfica do material e as distorções desenvolvidas pela soldagem em chapas de alumínio.

## Capítulo 2

### Fundamentação Teórica

Esta revisão bibliográfica foi realizada utilizando-se as bases de dados disponíveis no *site* do Sistema de Bibliotecas da Unicamp - SBU ([www.sbu.unicamp.br/](http://www.sbu.unicamp.br/)): *Web of Science*, *Scopus*, *Wilson Web*, *Compendex-EngineeringVillage*.

A pesquisa foi feita contemplando um intervalo de busca de 1990 à 2008, com uma relevância maior de informações encontradas do período de 1995 à 2008. Também foram pesquisados livros considerados referências nos temas abordados aqui.

A revisão bibliográfica apresentada neste capítulo contempla uma abordagem sobre as ligas de alumínio da série 5xxx, as deformações devido à soldagem e os mecanismos de recuperação e recristalização. Contempla, também, uma abordagem sobre textura e representação destas através de ODF (*Orientation Distribution Function*) e as técnicas de medição de textura, tal como a técnica de EBSD (*Electron Back Scatter Diffraction*).

#### 2.1 Ligas de Alumínio – Série 5xxx

As ligas Al-Mg destacam-se entre as ligas não tratáveis termicamente pelo seu amplo uso em aplicações estruturais devido a sua elevada resistência mecânica. Estas ligas também apresentam boa soldabilidade, podendo ser soldadas tanto por fusão, como também por

resistência elétrica (ANDERSON, 2005). As ligas da série 5xxx são bastante utilizadas em processos de fabricação que envolvem soldagem, por sua soldabilidade aliada às suas propriedades mecânicas, como elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão, quando comparada à outras ligas..

A soldagem das ligas Al-Mg com elevado aporte térmico pode comprometer suas propriedades mecânicas, uma vez que estas propriedades não podem ser restauradas por tratamento térmico pós-soldagem, apenas por trabalho a frio adicional. Entretanto, conforme sugerido por Kaiser (1978), o procedimento mais adequado para minimizar os efeitos térmicos da soldagem é ajustar corrente e velocidade de soldagem e, assim, limitar a temperatura.

O magnésio, elemento de liga que caracteriza a série 5xxx, é responsável pelo aumento da resistência mecânica sob trabalho a frio. A quantidade de Mg não pode exceder o limite de 5,5% em peso nas ligas trabalhadas. Valores acima desse limite podem formar precipitados de magnésio preferencialmente nos contornos de grão com uma fase anódica ( $Mg_5Al_3$  ou  $Mg_5Al_8$ ), que causa susceptibilidade à corrosão sob tensão e ao trincamento intergranular (BRAY, 1992; ANDERSON, 2005).

Especificamente na liga Al 5052, o teor de magnésio deve ser entre 2,20% e 2,80% e o cromo deve ficar entre 0,15% e 0,35%. Outros elementos que complementam a composição dessa liga são manganês, cobre e zircônio, que não podem ultrapassar a quantidade de 0,10%. A quantidade de ferro e silício deve ser respectivamente no máximo até 0,40% e 0,25% (ASTM B209M, 2001).

As ligas trabalhadas a frio são designadas conforme o grau de encruamento do material. O sistema de nomenclatura para classificação das têmperas de ligas de alumínio endurecíveis por deformação é feita conforme é apresentado na Tabela 2.1.

Tabela 2.1: Sistema de nomenclatura para classificação das têmperas de ligas de alumínio endurecíveis por deformação (ASTM B209M, 2001)

<b>Têmpera</b>	<b>Designação</b>
F	Como fabricado
O	Recozido
H	Encruado (endurecido por deformação)
	H1x – apenas encruado, sem nenhum tratamento suplementar (x refere-se ao grau de encruamento ou deformação)
	H12 – trabalho a frio que fornece resistência à tensão média entre o recozido (O) e a têmpera H14
	H14 – trabalho a frio que fornece resistência à tensão média entre o recozido (O) e a têmpera H18
	H16 – trabalho a frio que fornece resistência à tensão média entre as têmperas H14 e H18
	H18 – trabalho a frio que sofre redução mecânica a frio de aproximadamente 75% após um recozimento completo
	H19 – têmperas de limite de resistência mecânica mínimo acima da têmpera H18, os seja 15 MPa (2.0Kksi)
	H2x – encruada e parcialmente recozida (o significado de x é similar aos das têmperas H1x)
	H3x – encruada e estabilizada a baixas temperaturas para prevenir endurecimento por envelhecimento da estrutura (idem para o significado de x).

De acordo com a Tabela 2.1, a têmpera O, para um determinado material, corresponde ao material com a microestrutura recristalizada, onde este passou por um processo de recozimento após o último passe de laminação. A têmpera H32 corresponde a um trabalho a frio após recozimento, fornecendo a esse material uma resistência à tensão média entre a têmpera H34 e o estado recozido (O). A têmpera H34 caracteriza o material com um trabalho a frio após recozimento que proporcionou resistência à tensão média entre o estado recozido (O) e a têmpera H38. E a têmpera H38 especifica o material com uma redução mecânica a frio de aproximadamente 75% após um recozimento completo. A Figura 2.1 exemplifica a microestrutura de chapas Al 5052 com as têmperas O, H32 e H34.

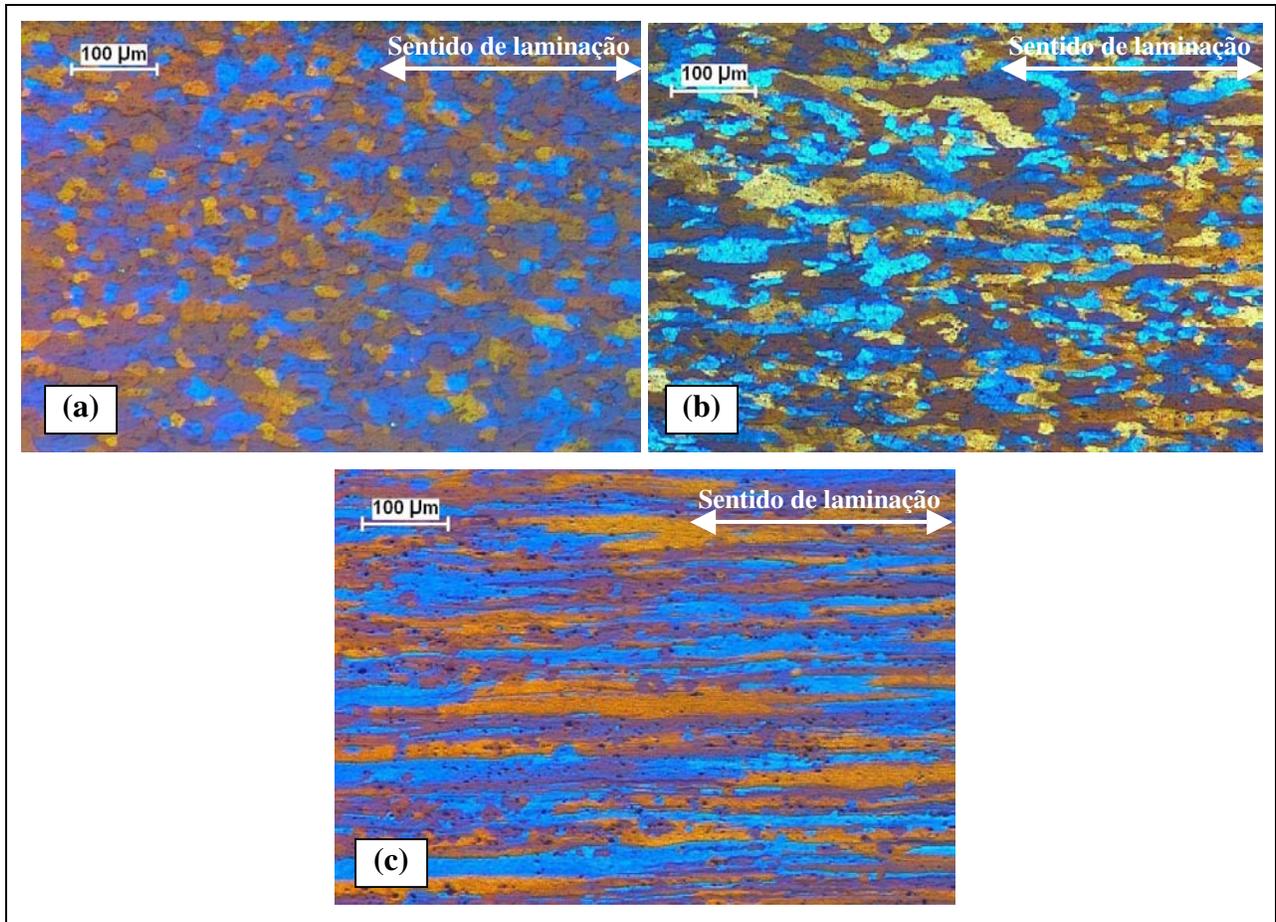


Figura 2.1: Micrografias indicando a têmpera das chapas (a) Al 5052-O, (b) Al 5052-H32 e (c) Al 5052-H34.

Na Figura 2.1, pode ser observada em (a) uma microestrutura completamente recozida, correspondente à têmpera O, e em (b) e em (c) graus de encruamento subsequentes, respectivos às têmperas H32 e H34.

Nas ligas da série 5xxx (Al-Mg), o incremento das propriedades mecânicas é obtido por trabalho a frio, principalmente laminação e trefilação. A Figura 2.2 ilustra o comportamento das propriedades mecânicas da liga Al 5052 em função do grau de laminação, a partir do estado recozido (têmpera O).

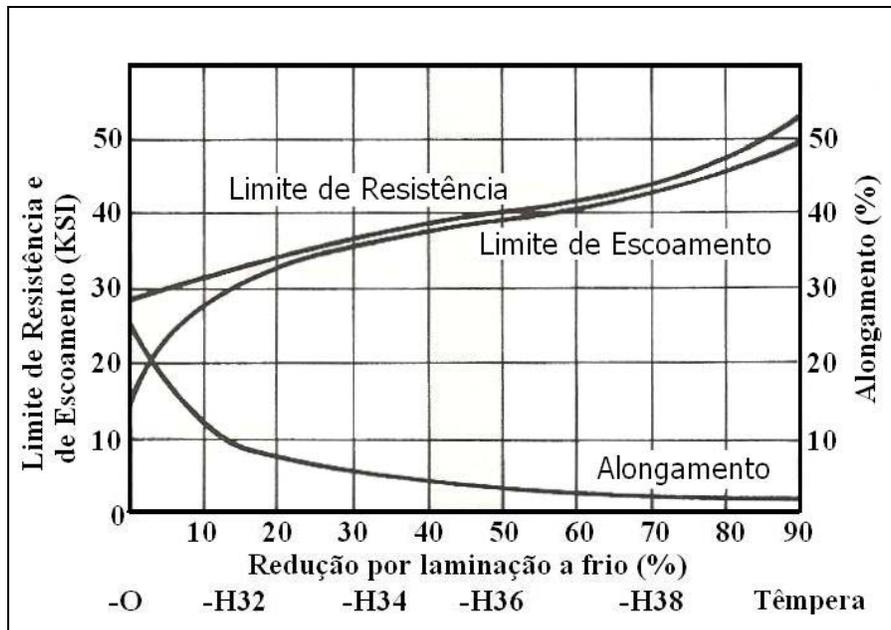


Figura 2.2: Efeito da laminação a frio nas propriedades de chapas Al 5052. Composição nominal: 2,5% Mg, 0,25% Cr. (Adaptado de KAISER, 1978)

Com ilustrado na Figura 2.1, a liga Al 5052 em estado recozido (têmpera O) tem limite de resistência próximo a 30.000 PSI e limite de escoamento de 15.000 PSI. Já para a têmpera H34, os limites de resistência e de escoamento ficam em torno de 35.000 PSI, enquanto que a têmpera H32 apresenta valores intermediários entre O e H34.

A liga AL 5052, assim como as demais da série 5xxx, não apresenta mudanças de fase no estado sólido durante a soldagem (KAISER, 1978). Considerou-se esta uma característica importante, uma vez que a ocorrência de mudanças de fase influencia nas tensões residuais. Optar por trabalhar com um material com esta característica corresponde a uma variável de influência a menos sobre os resultados a serem investigados.

Um outro fator para a escolha de um material que não apresentasse mudanças de fase no estado sólido durante a soldagem é que esta condição facilita a implementação de eventuais procedimentos de simulação numérica. Mudanças de fase alteram a entalpia do processo de resfriamento do material, em outras palavras, geram incrementos de temperatura durante o resfriamento, devido o calor latente da mudança de fase. Conseqüentemente, quando ocorrem mudanças de fase, esta passa a ser uma variável importante a considerar em simulações de

tensões residuais e, por sua vez, a consideração desta aumenta significativamente o tempo de simulação computacional.

## 2.2 Deformações Devido à Soldagem

Os processos de manufatura sempre apresentaram crescente demanda por maiores controles dimensionais e tolerâncias de forma, de modo que medições de distorções após a soldagem tem recebido bastante atenção.

Em diversos projetos, como na área automotiva e marítima, deformações em peças e distorções em estruturas soldadas são controladas rigorosamente. Particularmente no setor aeroespacial, as deformações são problemas inaceitáveis devido às altas tolerâncias dimensionais e de forma requeridas (OWEN *et al.*, 2003).

As deformações geradas na soldagem são inicialmente transientes e, após o completo resfriamento do material, passam a ser permanentes. Em geral, a afirmação de que a deformação é resultado das tensões residuais não é correta. Radaj (2003) explica que as deformações e as tensões residuais são antagônicas, ou seja, tensões altas ocorrem quando as deformações são restringidas, e tensões baixas surgem quando as deformações não são restringidas. A Figura 2.3 exemplifica esta relação entre tensões e deformações.

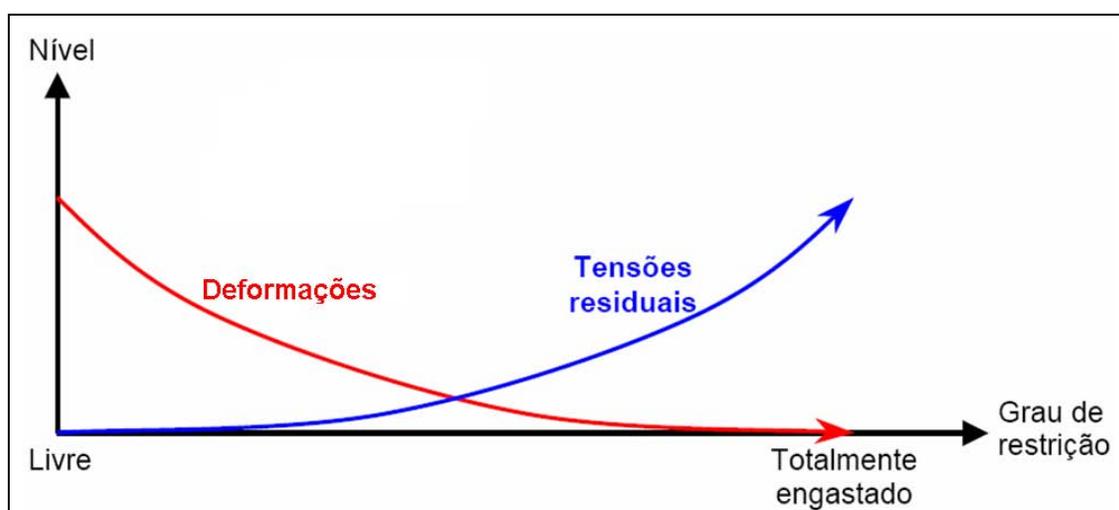


Figura 2.3: Relação física entre deformações e tensões residuais (BEZERRA, 2006).

As distorções em juntas soldadas são provocadas pelo ciclo térmico durante a soldagem. Para o surgimento das distorções, inicialmente ocorre uma expansão térmica da região superior da peça (Figura 2.4-A), em seguida, com o resfriamento, ocorre uma maior contração do material na região soldada, provocando distorções que são desvios permanentes de forma e/ou dimensão (Figura 2.4-B), resultantes das deformações plásticas decorrentes das tensões transientes desenvolvidas durante a soldagem (OWEN *et al.*, 2003; RADAJ, 1992).

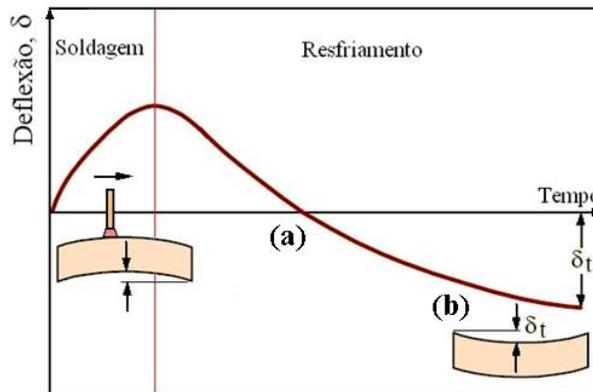


Figura 2.4: Evolução da distorção longitudinal devido ao processo de soldagem (Adaptado de MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005).

Uma explicação mais minuciosa para as deformações sofridas por um corpo devido a soldagem é dada por Owen *et al* (2003). Durante a soldagem, a região de material aquecido adjacente à poça de fusão se expande, mas esta expansão é restringida pelas regiões frias circunvizinhas. Com isso, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão.

Owen *et al* (2003), estudando deformação residual com soldagem TIG em ligas de alumínio Al 2024, explicam que, durante o resfriamento destas regiões, porções de material deformado passam a restringir a contração do material, provocando um misto de forças entre regiões deformadas e não deformadas. Outros autores explicam, ainda, que estas forças são acomodadas por tensões residuais (predominantemente paralelas à solda) ou por deformações, ou ainda, mais usualmente, através da combinação de ambas.

Diversos autores, ao discutirem sobre tensões residuais no estudo da soldagem, também abordam o problema de deformações sofrido pelo material. Withers e Bhadeshia (2001b) apresentam uma síntese sobre a natureza e origem das tensões residuais. Apontam, dentre outros

problemas, as deformações como sendo uma grave não-conformidade decorrente dos gradientes térmicos inerentes à soldagem, que levam à rejeição ou redução da vida útil de um componente mecânico. Estes autores enfatizam a importância do desenvolvimento de procedimentos de tratamentos térmicos pós-soldagem e de validação de modelos de elementos finitos que viabilizem a otimização dos processos de soldagem para minimizar tensões e deformações.

Suárez *et al.* (2003), investigaram a aplicação de sensores de fibra ótica para monitoramento de tensões residuais em soldagem a partir da medição dos ciclos térmicos na ZAC. Na avaliação, usando o processo de soldagem TIG em chapas de alumínio-magnésio (5XXX), identificaram que esta técnica pode ser usada para otimizar condições de soldagem, a fim de controlar os gradientes térmicos e, assim, minimizar tensões residuais e distorções no conjunto soldado.

Preston *et al.* (2004), desenvolveram um modelo para prever as deformações e a evolução de tensões. O modelo levou em conta o perfil de temperatura durante a soldagem e o limite de escoamento de ligas de alumínio. O modelo foi validado através de medições das tensões por difração de raios x em chapas de alumínio Al 2024-T3 soldadas pelo processo TIG. Segundo os autores, os resultados foram satisfatórios e o modelo permitiu minimizar distorções e tensões.

Camilleri e Gray (2005) investigaram deformações em chapas finas de aço devido à soldagem com arame tubular. Estes autores melhoraram a eficiência computacional para simulação da soldagem no contexto de previsão das deformações. Desenvolveram um modelo simplificado de elementos finitos, baseado num modelo térmico bidimensional e termo-elastoplástico.

Ainda segundo Camilleri e Gray (2005), a evolução da deformação angular pode ser tratada através de análises estáticas não-lineares, enquanto que a deformação de flexão longitudinal pode ser estabelecida via algoritmos que tratam um comportamento do material termo-elastoplástico. Estes autores observaram que as deformações angulares causadas pela soldagem foram coerentes com os dados obtidos por simulação. Destacam ainda que, para obter resultados com precisão, é importante conhecer as deformações iniciais da chapa e a influência das condições de fixação e do peso-próprio do material.

Deng, Liang e Murakawa (2007) correlacionaram incrementos de distorções angulares com diferentes espessuras do material (chapa de aço SM400A) soldado, obtendo também coerência satisfatória entre simulação numérica e experimental. A Figura 2.5 ilustra o corpo de prova (a) utilizado por esses autores e os resultados obtidos (b).

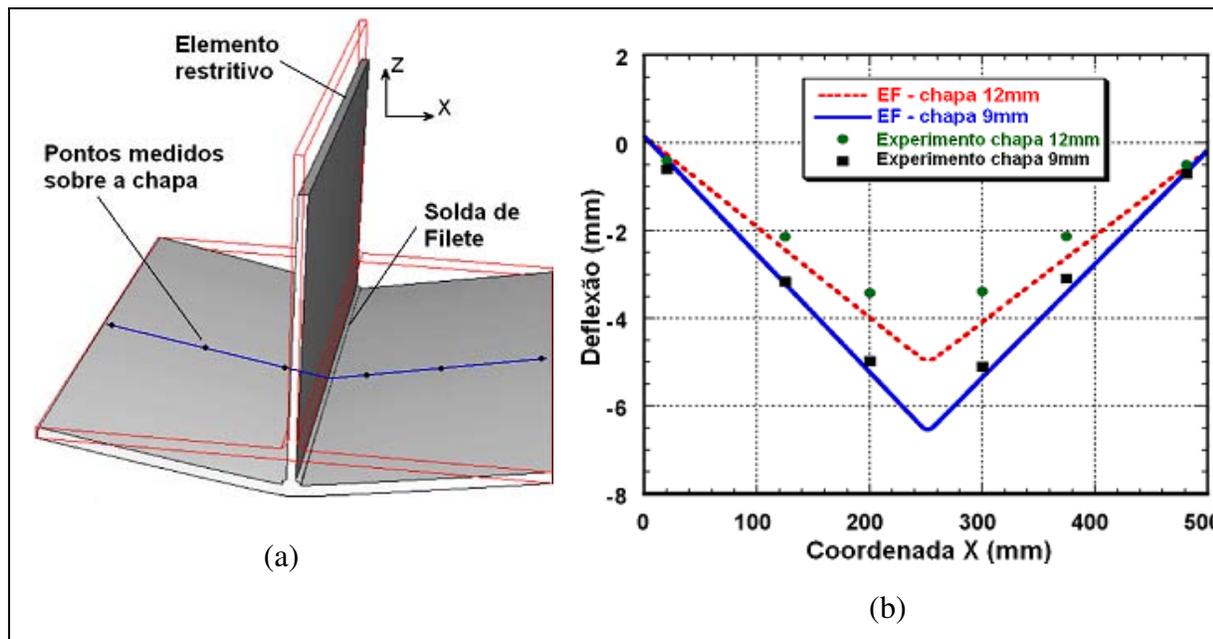


Figura 2.5: Pontos medidos no CP e resultados: Elementos Finitos x experimental. Correlação entre distorção angular e espessura. (Adaptado de Deng, Liang e Murakawa, 2007).

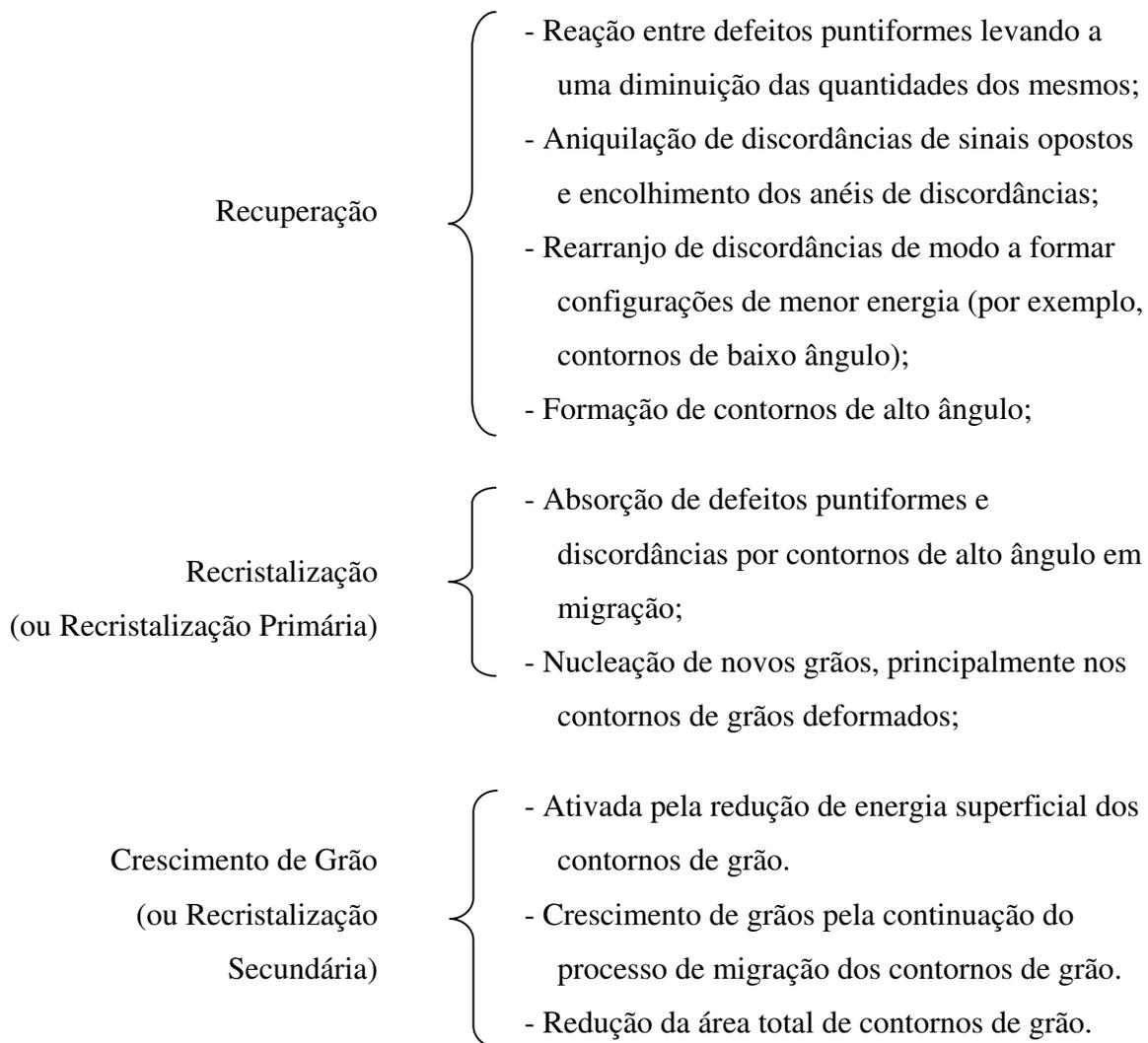
Segundo, Deng, Liang e Murakawa (2007), a quantidade de distorção devido à soldagem, no caso, a distorção angular (ou deflexão) que ocorre paralela ao cordão de solda, foi reduzido significativamente quando a espessura da chapa foi aumentada de 9mm para 12mm. Segundo os autores, os resultados simulados demonstraram que o gradiente de temperatura através da espessura é o principal fator que governa a distorção angular em juntas com soldas de filete.

### 2.3 Mecanismos de Recuperação e Recristalização

Em Doherty *et al.* (1997), Doherty (1997), Humphreys e Haterly (2004) e Rios *et al.* (2005), é possível encontrar uma revisão bem abrangente a cerca dos mecanismos de recuperação e recristalização. Assim, aqui serão apresentados apenas alguns pontos mais relevantes sobre o assunto.

A recuperação e a recristalização são mecanismos termicamente ativados durante processos de recozimento. Ocorrem de maneira a diminuir a energia interna, armazenada na estrutura do material que foi previamente conformado. Entende-se recozimento como sendo todo tratamento térmico que reduz ou elimina os efeitos da deformação plástica sobre a estrutura de um material metálico (PADILHA e SICILIANO Jr., 1995).

A redução da energia interna se dá por mecanismos de rearranjo e eliminação de defeitos cristalinos. As principais mudanças microestruturais que ocorrem durante o recozimento são a recuperação, a recristalização e o crescimento de grão, que, em síntese, podem ser descritas como (HAESSENER, 1978 *apud* PADILHA e SICILIANO Jr., 1995; SMALLMAN e BISHOP, 1999):



### 2.3.1 Recuperação

Durante a recuperação, as mudanças microestruturais ocorridas nesta etapa provocam uma restauração parcial das propriedades do material, que pode ser avaliada pelas mudanças nas propriedades mecânicas, resistividade elétrica, condutividade térmica, densidade do material e tensões residuais (CAHN, 1970 *apud* PADILHA e SICILIANO Jr., 1995; SMALLMAN e BISHOP, 1999).

Gorelik (1981, *apud* PADILHA e SICILIANO Jr., 1995) explica que, para temperaturas menores que  $0,2T_f$  ( $T_f$  = temperatura de fusão absoluta) ocorrem principalmente a aniquilação de defeitos intersticiais, de lacunas e a migração de defeitos puntiformes para os contornos de grão e discordâncias. Já para temperaturas entre  $0,2T_f$  e  $0,3T_f$ , se dá a aniquilação de discordâncias de sinais opostos e o rearranjo destas, originando subcontornos de grão (contornos de pequeno ângulo). Para temperaturas maiores que  $0,4T_f$ , acontece a formação de subgrãos, que requer maior ativação térmica devido à necessidade de ocorrência em grande escala de escorregamento com desvio (*dislocation cross-slip*) e escalada (*dislocation climb*). Nos materiais de alta EDE (energia de defeito de empilhamento), como é o caso do alumínio, o papel da recuperação torna-se importante, uma vez que o rearranjo de discordâncias causa uma considerável diminuição na energia interna associada a esses defeitos.

A recuperação pode preceder o mecanismo de recristalização, mas não necessariamente. Nos materiais de baixa EDE, dependendo da temperatura de recozimento, a recristalização pode acontecer antes que ocorra significativa recuperação e formação de subgrãos.

### 2.3.2 Recristalização

Conforme ressaltado por Doherty *et al.* (1997), Smallman e Bishop (1999), Humphreys e Haterly (2004) e Rios *et al.* (2005), as chamadas Leis de Recristalização, formuladas por Mehl, Burke e Turnbull, predizem os efeitos da microestrutura inicial (tamanho de grão) e parâmetros de processamento (taxa de deformação e temperatura de recozimento), sobre o tempo para recristalização e tamanho de grão final. As Leis de Recristalização são cinco, a saber:

- a) **Uma deformação mínima é necessária para iniciar recristalização.** A deformação deve ser suficiente para gerar alguns núcleos para a recristalização e prover a energia de ativação para sustentar o crescimento.
- b) **A temperatura na qual ocorre a recristalização decresce com o aumento do tempo de recozimento.** Os mecanismos microscópicos que controlam a recristalização são ativados termicamente e a relação entre a taxa de recristalização e a temperatura de recristalização é dada pela equação de Arrhenius:

$$k = A e^{\frac{-E_a}{RT}} \quad (\text{Eq. 1})$$

onde:

k = constante de velocidade; A = constante pré-exponencial;

E<sub>a</sub> = Energia de ativação; R = constante dos gases; T = Temperatura;

- c) **A temperatura na qual ocorre a recristalização decresce com a intensidade da deformação no material.** A energia armazenada, que fornece energia de ativação para a recristalização, aumenta com o grau de encruamento do material. Tanto a nucleação, como o crescimento são conseqüentemente mais rápidos, ou ocorrem a uma temperatura mais baixa em um material quando mais deformado.
- d) **O tamanho de grão final depende da quantidade inicial de deformação plástica no material, sendo menor para maiores deformações.** O número de núcleos ou a taxa de nucleação são mais afetados pela deformação que a taxa de crescimento. Por essa razão, o material mais deformado pode promover mais núcleos por unidade de volume e, conseqüentemente, um tamanho de grão final menor.
- e) **Para uma dada quantidade de deformação, a temperatura de recristalização pode ser aumentada por:**

**Um maior tamanho de grão inicial.** Contornos de grão são sítios favoráveis para nucleação e, com isso, um maior tamanho de grão inicial promove menos sítios

de nucleação, a taxa de nucleação é reduzida e a recristalização ocorre de forma mais lenta ou ocorre a temperaturas mais elevadas.

**Uma maior temperatura de deformação.** Durante o processo de conformação a temperaturas elevadas, ocorre mais recuperação durante o processo de deformação (recuperação dinâmica), e a energia armazenada passa a ser menor quando comparada a uma deformação similar, mas a temperaturas de conformação menores.

Apesar de estas leis oferecerem um entendimento abrangente do comportamento da recristalização, Smallman e Bishop (1999) e Humphreys e Haterly (2004) ressaltam que existe uma série de outras informações importantes que precisam ser levadas em conta para a maior compreensão do fenômeno da recristalização. Estes autores destacam como relevantes as informações sobre:

- **Estrutura deformada:** a quantidade de deformação, o modo como o material foi conformado e as mudanças na direção dos esforços de conformação.
- **Orientação dos grãos:** a textura cristalográfica predominante antes e após a deformação e características dos contornos de grão (alto ângulo e baixo ângulo).
- **Presença de solutos**
- **Taxa de aquecimento durante o recozimento:** Com um lento crescimento da temperatura, toda a recuperação pode ocorrer antes da recristalização e a recristalização é retardada.

## 2.4 Textura

As orientações cristalográficas de todos os grãos que constituem um material podem estar distribuídas totalmente aleatórias com relação a um sistema de referência, como também estarem concentradas, em maior ou em menor grau, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Neste último caso, diz-se que o material policristalino apresenta orientação preferencial ou textura (CULLITY, 1978; PADILHA e SICILIANO Jr., 1995 e HUMPHREYS e HATERLY, 2004).

A textura pode ser desenvolvida num metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, como fundição, conformação mecânica e até no recozimento (textura de recristalização).

A textura não necessariamente descreve a forma dos grãos, bem como a presença ou ausência de textura também não pode ser deduzida a partir do alinhamento ou da morfologia dos grãos. Por exemplo, grãos alongados não significam necessariamente presença de textura cristalográfica (CHIN, 1973 e PADILHA e SICILIANO Jr., 1995).

Segundo Padilha e Siciliano Jr. (1995) e Humphreys e Haterly (2004), em um modelo de coalescimento de grãos proposto por Nielsen, é proposto que o coalescimento geométrico de grãos tem baixa probabilidade de ocorrência em um material com distribuição isenta de textura. Por outro lado, esses autores explicam que a ocorrência de recristalização em materiais texturizados pode gerar uma orientação cristalográfica completamente diferente daquela gerada pela deformação. Explicam, ainda, que a recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura altamente intensos ou, simplesmente, não modificar a textura de deformação.

Park (1999) discute sobre a anisotropia em chapas de Al 5052 causada pela orientação preferencial dos grãos, que pode ser desenvolvida por deformação mecânica e tratamento térmico. Este autor ressalta que a textura pode variar da superfície para o centro do material, tornando-se também mais pronunciada para diferentes taxas de deformação. A Figura 2.6 ilustra esta observação por meio de figuras de pólo.

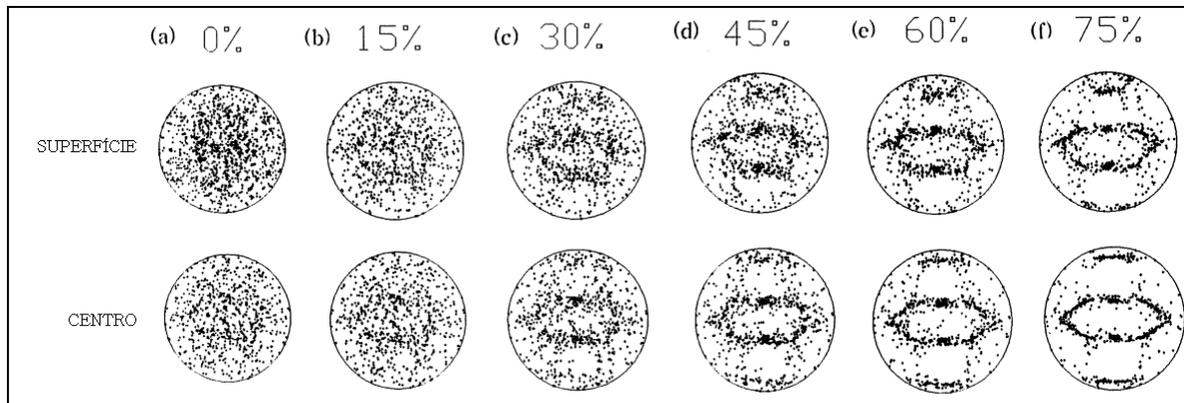


Figura 2.6: Figuras de pólo (111), comparação entre texturas predeterminadas para várias reduções de espessura na superfície e no centro do material (Adaptado de PARK, 1999).

Na Figura 2.6, em (a), é possível observar figuras de pólo para uma situação sem deformação percentual do material e sem textura preferencial. Já em (f), com uma redução de espessura de 75%, observa-se uma textura preferencial (100), que tornou-se ainda mais pronunciada no centro do material.

#### 2.4.1 Textura de Laminação

Em processos de conformação mecânica, a deformação plástica acontece principalmente por deslizamento de determinados planos cristalinos. Ocorre a rotação do reticulado por deslizamento de planos, ou de maclação para orientações mais favoráveis, denominada de textura de deformação (PADILHA e SICILIANO Jr., 1995 e HUMPHREYS e HATERLY 2004).

Os principais fatores que influem na textura final de deformação são: a orientação inicial dos grãos antes da deformação, a mudança de forma imposta ao material na conformação e a temperatura em que o material foi deformado (PADILHA e SICILIANO Jr., 1995).

Segundo Engler (1996), as texturas de deformação mais freqüentes no alumínio e suas ligas apresentam predominância dos componentes  $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$  (conhecida como textura tipo cobre) e  $\{110\}\langle 112\rangle$  (textura tipo Latão ou *Brass*), e eventualmente a presença das componentes  $\{011\}\langle 110\rangle$  (textura tipo *Goss*) e  $\{123\}\langle 634\rangle$  (textura tipo S).

Em materiais planos laminados, pode ocorrer a chamada textura de chapa ou de laminação, onde a maioria dos grãos está orientado com respeito a um determinado plano cristalográfico (hkl) aproximadamente paralelo ao plano da superfície da chapa e com uma determinada direção [uvw] do plano (hkl), aproximadamente paralela à direção de laminação. Esta textura torna-se mais pronunciada quanto maior for a deformação (REED-HILL, 1973, PADILHA e SICILIANO Jr., 1995). A textura de deformação está intimamente relacionada com o grau e a direção de laminação do material.

No que diz respeito à influência da textura sobre o desenvolvimento de características anisotrópicas nas propriedades mecânicas em materiais laminados, pode ser citado o trabalho de Chaturvedi e Chen (2004). Esses pesquisadores avaliaram as propriedades mecânicas na soldagem de chapas de alumínio 2195-T8 soldadas pelo processo FSW (*Friction Stir Welding*), identificaram significativa variação na tenacidade, no limite de resistência, na resistência à fadiga e à propagação de trincas em juntas soldadas com o FSW em função do sentido de laminação da chapa. Os autores explicam que a redução da magnitude dessas propriedades para uma determinada direção no material foi causada pela presença de textura cristalográfica *Brass* nessa direção.

#### **2.4.2 Representação das Texturas**

As texturas podem ser representadas através de Figuras de Pólo, Figuras de Pólo Inversas e também por Função Distribuição de Orientação – ODF (*Orientation Distribution Function*).

As orientações cristalográficas preferenciais, dadas pelos índices de Miller (hkl) [uvw], são comumente representadas por meio de figuras de pólo. Estas figuras são projeções estereográficas simples que mostram a distribuição de determinadas direções cristalográficas (normais aos planos) de um determinado plano (hkl) dos grãos que constituem metais de estrutura cúbica. Na notação dos índices de Miller, (hkl) é o plano paralelo ao plano de laminação e [uvw] é uma direção cristalina paralela à direção de laminação.

As figuras de pólo são descritas segundo sistemas de referência, que correspondem a direções cristalográficas definidas na amostra. Em chapas laminadas, a nomenclatura para o sistema de referência é: Direção de Laminação - DL (ou *Rolling Direction - RD*), Direção

Transversal (DT) (ou *Transverse Direction - TD*) e Direção Normal – DN (ou *Normal Direction – ND*). Essas direções são eixos mutuamente perpendiculares. Na Figura 2.7 é ilustrada em (a) uma chapa destacando o sistema de referências  $DN \perp DL \perp DT$ ; e em (b) o posicionamento da amostra (chapa laminada) em relação à esfera de referência e ao plano de projeção.

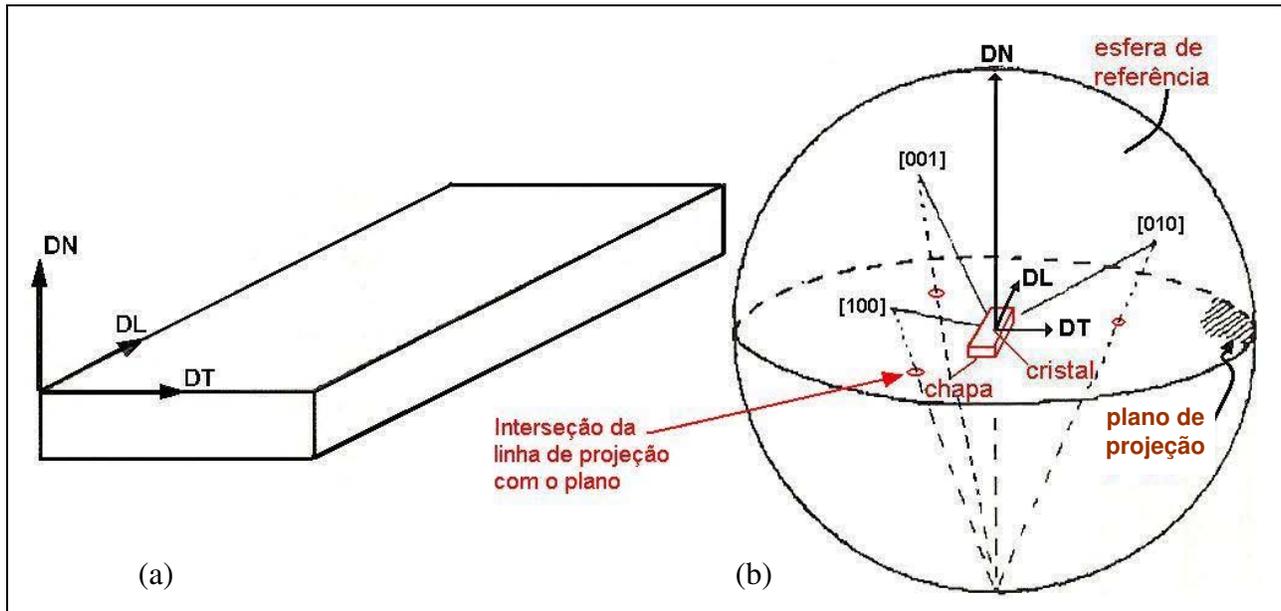


Figura 2.7: Chapa laminada destacando o sistema de referências  $DN \perp DL \perp DT$  (a); Posicionamento da amostra em relação à esfera de referência e ao plano de projeção (b) (Adaptado de PADILHA e SICILIANO Jr., 1995).

Como ilustrado na Figura 2.7 (b), quando um feixe de elétrons varre a superfície de uma amostra, elétrons são espalhados, segundo a lei de Bragg, de acordo com os planos cristalográficos em que incidiram. Esses elétrons refletidos “tocam” a superfície imaginária da esfera de referência. É traçada uma linha imaginária do pólo sul da esfera até estes pontos na superfície desta. É a intersecção destas linhas com o plano de projeção que resulta no pólo. Para gerar uma figura de pólo, apenas os pontos referentes a um determinado pólo (hkl) são projetados no plano de projeção. Na Figura 2.8 são apresentadas figuras de pólo, obtidas por EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*), da superfície de um filme fino de CdTe. Na Figura 2.8, observa-se, pela intensidade das isolinhas nas figuras de pólo, que a direção cristalográfica predominante é a (111).

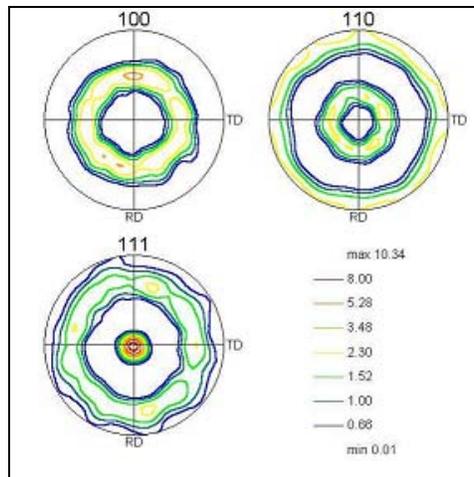


Figura 2.8: Figura de Pólo. (Adaptado de Souza *et al.*, 2001)

Como mencionado, nas figuras de pólo, a orientação do cristal é definida no sistema de coordenadas na amostra. Mas opostamente, a orientação das coordenadas da amostra também pode ser definida no sistema de coordenadas do cristal. Esta representação é chamada de Figura Pólo Inversa (RANDLE e ENGLER, 2000).

As figuras de pólo inversas permitem observar as orientações cristalográficas das diferentes regiões de uma amostra. Os grãos aparecem caracterizados em função da sua orientação em uma escala de diferentes tons de cores. Na Figura 2.9, é apresentada uma figura de pólo obtida por EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*), indicando a textura [001] em uma chapa laminada e recozida de uma liga Fe-Ga.

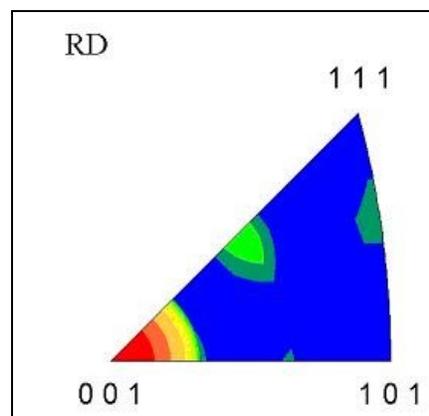


Figura 2.9: Figura de Pólo Inversa obtida por EBSD em uma chapa laminada e recozida Fe-Ga (Adaptado de [http://www.metallurgy.utah.edu/facilities\\_research/mag\\_materials/Research.html](http://www.metallurgy.utah.edu/facilities_research/mag_materials/Research.html)).

Em avaliações de textura, a região analisada no material encontra-se no plano lateral da chapa DL-DN, ilustrado na Figura 2.7 (a), salvo situações particulares, como no caso da apresentada na Figura 2.9, onde a análise foi feita no plano de laminação (DL-DT), por tratar-se de análises de filmes finos. No geral, o plano DL-DN é preferido por apresentar a microestrutura e morfologia do grão mais bem definida do que no plano de laminação (LÖW, 2006).

A análise no plano DL-DN também possibilita estudar como a textura varia ao longo da espessura do material. Em muitos materiais laminados, as texturas de deformação ou de recristalização são diferentes ao longo da espessura da chapa (BOWEN, 1990).

Como mencionado no trabalho de Löw (2006), a descrição da textura através de figuras de pólo é bastante útil. No entanto, as informações contidas nestas são incompletas e semi-quantitativas. Uma descrição mais completa e quantitativa da textura pode ser obtida com o auxílio das Funções Distribuição de Orientação - ODF (*Orientation Distribution Function*).

As ODF's são funções que especificam a frequência de ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional definido por três ângulos de Euler. Para a obtenção destas funções, três métodos matemáticos foram propostos: O método de Williams, a partir de uma solução iterativa de mínimos quadrados; o método de Roe, utilizando os ângulos  $\psi$ ,  $\Phi$ , e  $\theta$ ; e o modelo de Bunge, através dos ângulos  $\varphi_1$ ,  $\Phi$  e  $\varphi_2$ , sendo que o mais utilizado é o método proposto por Bunge (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Considerando o caso de uma chapa laminada, em que um elemento de volume particular tem a orientação (hkl)[uvw], a orientação deste elemento pode ser descrita, segundo a notação de Bunge, em termos de três ângulos de Euler :  $\varphi_1$ ,  $\Phi$  e  $\varphi_2$ , onde se lê “Fi um”, “Fi” e Fi dois, respectivamente. Os três ângulos de Euler são ortogonais entre si, referenciando o elemento de volume, que pode ser observado na Figura 2.10 (a). Na Figura 2.10 (b), é ilustrado um exemplo de ODF no espaço de Euler, para as seções variando em  $\varphi_2$ .

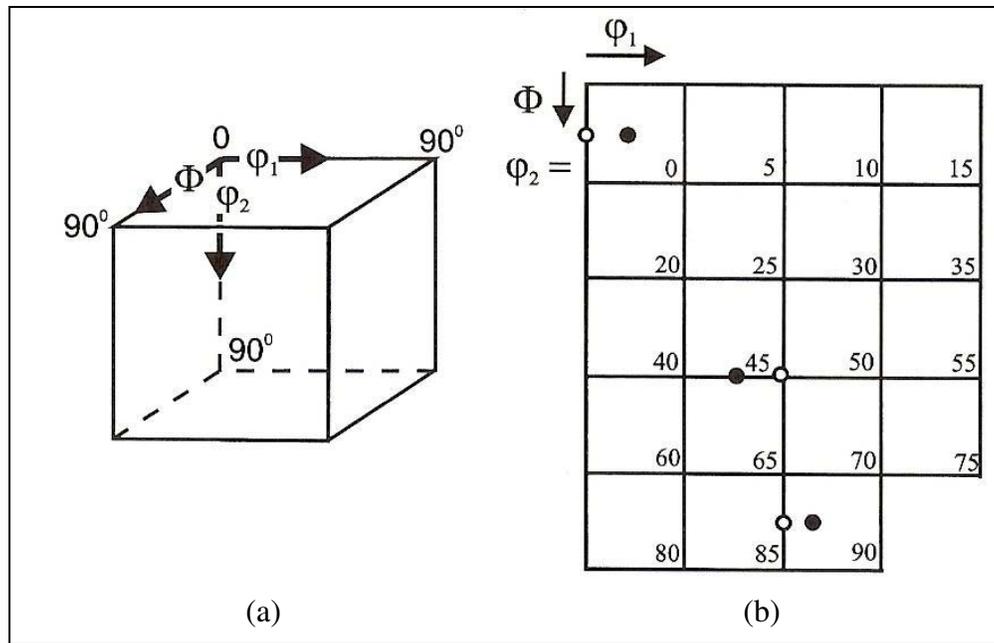


Figura 2.10: (a) Localização dos ângulos de Euler na ODF espacial e (b) seções da ODF com a localização das orientações  $\{110\}\langle 100\rangle$  (círculos cheios) e  $\{111\}\langle 001\rangle$  (círculos vazios) (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Para materiais CFC laminados, as informações da ODF contidas neste elemento são geralmente mostradas em uma seqüência de seções de planos  $\varphi_1$ - $\Phi$  ao longo da coordenada  $\varphi_2$ , espaçados de cinco graus ( $\varphi_2 = 0, 5^\circ, 10^\circ, 15^\circ \dots, 90^\circ$ ). Quando a varredura por difração é feita no plano de laminação do material, o ângulo  $\varphi_2$  estará alinhado com a direção normal (DN) à chapa laminada, o ângulo  $\varphi_1$  com a direção de laminação (DL) e o ângulo  $\Phi$  com a direção transversal à laminação (DT). No exemplo de ODF na Figura 2.10 (b), é ilustrada a localização das orientações  $\{110\}\langle 112\rangle$  (indicadas pelos círculos cheios) e  $\{110\}\langle 001\rangle$  (indicadas pelos círculos vazios), encontradas com frequência em metais com estrutura cúbica.

As orientações cristalográficas mais conhecidas são muitas vezes identificadas com nomes e não geometricamente, homenageando personalidades, materiais mais representativos ou o corpo geométrico. Algumas dessas orientações mais conhecidas são apresentadas na Tabela 2.2.

Tabela 2.2: Orientações cristalográficas mais conhecidas (Adaptado de LÖW, 2006).

Nome da Textura	Abreviação	{hkl}<uvw>
Cubo	W	{100}<001>
Goss	-	{011}<100>
tipo cobre	C	{211}<111>
tipo latão ( <i>Brass</i> )	B	{110}<112>
tipo cubo rodado	W <sub>RD</sub>	{250}<001>
tipo cubo gêmeo	WT	{221}<122>
tipo alumínio	S	{123}<634>
tipo alumínio/latão	B/S	{681}<112>
Dillamore		{4 4 11}<11 11 8>

Como apresentado por Löw (2006), a determinação das orientações preferenciais por meio das ODF's é realizada utilizando-se cartas de orientação no espaço de Euler. Nessas cartas, a localização de diversas orientações (hkl)<uvw> é apresentada em função dos ângulos de Euler, identificadas nas diferentes seções de  $\varphi_2$ . Mais detalhes sobre cartas de orientação podem ser obtidos no trabalho de Löw (2006).

Na Figura 2.11 é apresentada uma carta de orientação com algumas orientações preferenciais no espaço de Euler, ao longo de  $\varphi_2$ , com seções espaçadas em 5° (cinco graus). Com essa carta podem ser interpretadas algumas texturas que podem estar presentes em ODF's de materiais CFC, como o alumínio, por exemplo (LÖW, 2006). A interpretação da textura na ODF consiste em identificar, dentro de determinada seção de  $\varphi_2$ , ou numa seqüência destas seções, a ocorrência de uma textura. No caso desta carta (Figura 2.11), a ocorrência das texturas está ilustrada por símbolos, que estão discriminados ao lado da ODF.

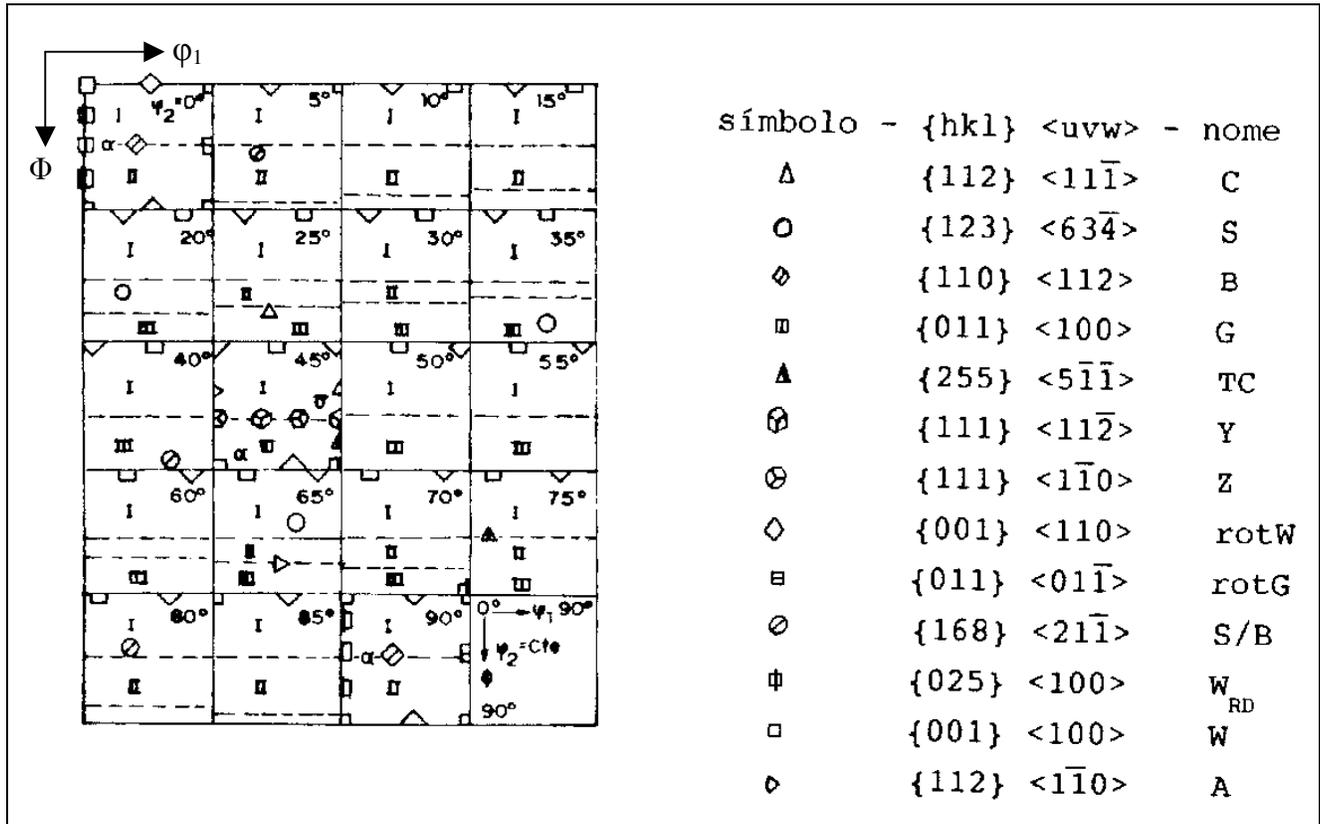


Figura 2.11: Algumas orientações preferenciais no espaço de Euler em seções constantes de  $\phi_2$  (LÖW, 2006).

Através da Figura 2.11, pode ser identificada, por exemplo, a textura tipo *Brass* {110}<112>. A ocorrência da textura *Brass* é caracterizada pela presença de isolinhas ao longo das seções de  $\phi_2$ , na respectiva posição indicada na seção  $\phi_2 = 0$ . Na Figura 2.12 é exemplificada uma ODF com a identificação de algumas texturas.

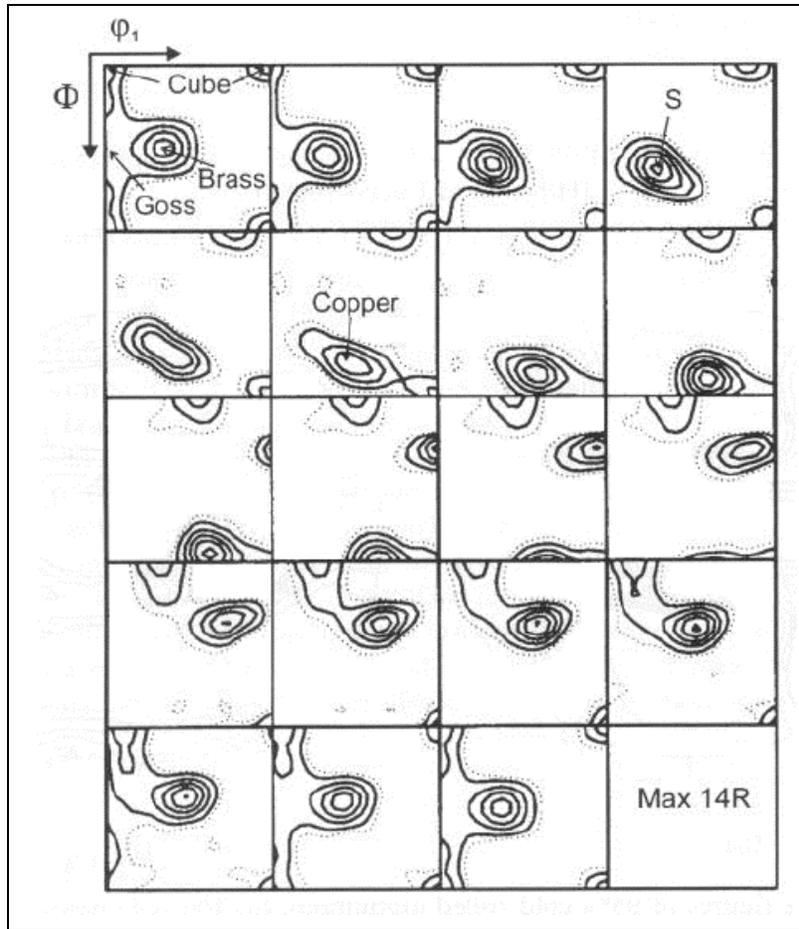


Figura 2.12: ODF de uma chapa de alumínio laminada a frio (90%) com a indicação de algumas orientações importantes. Seções de  $5^\circ$  em  $\varphi_2$ . (Adaptado de HIRSCH, 1990 *apud* HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Na Figura 2.12 é apresentada a ODF para uma chapa de alumínio laminada a frio, com 90% de redução. Nessa figura, são identificadas as texturas *Cube*, *Brass*, *Goss*, *S*, *Copper*. As texturas representadas na ODF da Figura 2.12 podem ser identificadas comparando a localização das intensidades das isolinhas em cada seção de  $\varphi_2$  com a localização das simbologias apresentadas na Figura 2.11.

## 2.5 Estudos sobre Textura na Soldagem

O estudo da textura de materiais ferrosos e não-ferrosos já é um assunto amplamente discutido na área de conformação mecânica. Na área de soldagem, este tema vem sendo abordado com mais frequência em pesquisas sobre soldagem por fricção (*Friction Stir Welding – FSW*), onde já foram desenvolvidos vários estudos sobre a evolução da textura do material em função

dos parâmetros deste processo (PEEL *et al.*, 2003; SATO *et al.*, 2004; SATO *et al.*, 2005; CHO e DAWSON, 2006; CAVALIERE *et al.*, 2006).

Nos processos de soldagem por fricção linear (*Friction Stir Welding - FSW*) não ocorre fusão do metal, a união se dá por coalescimento devido à pressão empregada e ao calor gerado pela fricção. Alguns dos aspectos bastante estudados neste processo são as modificações de textura e a ocorrência dos fenômenos de recristalização e crescimento de grão na solda e regiões adjacentes.

Sato, Nelson e Sterling (2005), estudando o fenômeno de recristalização com o processo *FSW* em aço inoxidável 304L, observaram a ocorrência de recristalização dinâmica durante a soldagem e, devido o calor subsequente gerado pelo processo, verificaram, ainda, ocorrência de recristalização estática nas regiões de alta densidade de discordâncias, após a soldagem.

No tocante aos processos de soldagem que envolvem fusão do material de base, a literatura é bastante escassa quando se trata de informações a respeito da relação da anisotropia do material com a soldagem. No entanto, dentro desse contexto que aborda características anisotrópicas do material com a soldagem, podem-se mencionar os trabalhos de Cho e Dawson (2006) e de Bergmann, Mayer e Ploshikhin (1997).

Cho e Dawson (2006), trabalhando com soldagem de aços inoxidáveis 304L, apontam que, dentre as alterações que ocorrem no material soldado, pode ocorrer também a modificação de sua textura cristalográfica, especialmente na ZAC.

Segundo Bergmann, Mayer e Ploshikhin (1997), as características de textura do metal de base também influenciam a textura da junta soldada, particularmente o tamanho médio dos grãos, uma vez que, dependendo das diferenças de composição e estrutura cristalina do metal de base, pode haver crescimento epitaxial ou nucleação heterogênea no metal de solda. Prevalecerá um maior crescimento epitaxial no metal de solda quando o metal base apresentar uma textura cuja direção cristalográfica favoreça a epitaxia e que esteja alinhada com a direção de extração de calor.

## 2.6 Técnicas de Medição de Textura

Diversas técnicas podem ser utilizadas para a medição de texturas em materiais. Aqui serão destacadas as técnicas de Difração de Raios X (DRX) e de Elétrons Retroespalhados - EBSD (*Electron Back Scatter Diffraction*), pertinentes ao escopo deste trabalho.

### 2.6.1 Difração de Raios X (DRX)

A técnica de Difração de Raios X (DRX) é bastante citada pela literatura na determinação das texturas (JIA *et al.*, 2006; SATO, NELSON e STERLING, 2004; OWEN *et al.*, 2003; SHIN *et al.*, 2002; BOUCHE *et al.*, 1999). No início, as texturas em metais eram determinadas quase que unicamente por difração de raios x (BARRETT e MASSALSKI, 1966 *apud* SMALLMAN e BISHOP, 1999). Atualmente, estudos experimentais de texturas são programados conforme o tipo de resultado desejado. A difração tradicional de raios x não oferece resolução espacial nenhuma, mas, em compensação, possui boa representatividade por conta da área abrangida pelo feixe de raios x (PADILHA; SICILIANO JR., 2005).

Através de DRX é possível obter informações de textura do material que, tradicionalmente, são representadas graficamente através das figuras de pólo, obtida após processamentos matemáticos, ou até mesmo através de funções de distribuição de orientação.

A técnica de Difração de Raios X também permite uma simples e rápida identificação da presença de uma textura preferencial em um material. Essa informação pode ser obtida através do Coeficiente de textura,  $C_i$ , ou grau de orientação na direção  $i$ . A determinação do  $C_i$  não demanda grande tempo de cálculo como as figuras de pólo (BARRETT e MASSALSKI, 1980 *apud* SABINO, 2008; CRUZ *et al.*, 2001). O coeficiente de textura é determinado pela Equação 2.2.

$$C_i = \frac{\frac{I_i}{I_{0i}}}{\left(\frac{1}{N}\right) \sum_{i=1}^N \frac{I_i}{I_{0i}}} \quad \text{Eq. 2.2}$$

onde  $I_i$  é a área sob o pico  $i$  normalizada em relação ao pico mais intenso,  $I_{0i}$  é a área sob o pico de uma amostra padrão completamente randômica e  $N$  é o número de picos. Quando  $C_i$  é maior que 1 (um), significa que a direção  $i$  é a orientação preferencial (BARRETT e MASSALSKI, 1980 *apud* SABINO, 2008; CRUZ, FERREIRA e LIMA, 2000, CRUZ *et al.*, 2001).

Para analisar a orientação preferencial de cada amostra como um todo, o desvio padrão de todos os valores de  $C_i$  em relação a uma amostra randômica é calculado através da Equação 2.3.

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (C_i - 1)^2}{N}} \quad \text{Eq. 2.3}$$

Os valores de  $\sigma$  são usados para comparar o grau de orientação entre amostras. O valor zero indica uma amostra completamente randômica. Valores superiores a zero indicam amostras com texturas bem definidas (BARRETT e MASSALSKI, 1980 *apud* SABINO, 2008; CRUZ, FERREIRA e LIMA, 2000; CRUZ *et al.*, 2001).

Para analisar os resultados de DRX neste trabalho, foram utilizados como amostra randômica informações da base de dados *Powder Diffraction File*<sup>TM</sup> - PDF<sup>®</sup>, do *International Centre for Diffraction Data* - ICDD (antigo *Joint Committee on Powder Diffraction Standards* - JCPDS). O arquivo PDF<sup>®</sup> tomado como referência foi o de número 04-0787 (1953), para o alumínio, apresentado na Figura 2.13.

O PDF<sup>®</sup> (*Powder Diffraction File*) da Figura 2.13 contém informações para o alumínio, tais como: nomenclatura do material, dados da célula unitária, constantes físicas, parâmetros experimentais, intensidade relativa dos picos de difração para esse material, coordenadas dos picos em  $2\theta$  e planos cristalográficos correspondentes, além da referência e data dessas informações.

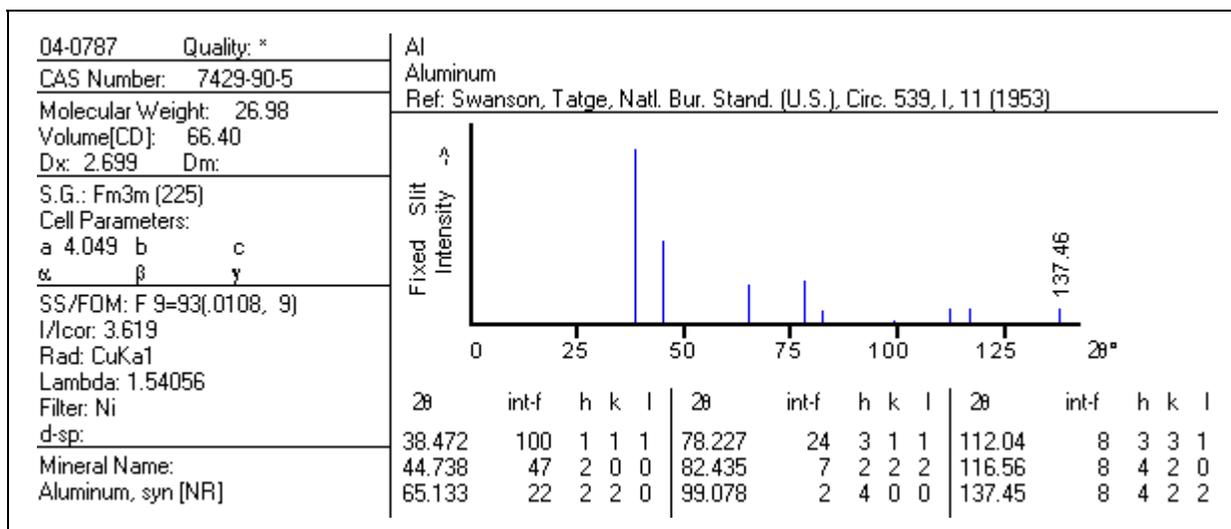


Figura 2.13: PDF<sup>®</sup> 04-0787 (1953) para o Alumínio.

Para identificar se há uma direção cristalográfica preferencial em um dado material utilizando os dados do *Powder Diffraction File*<sup>TM</sup> - PDF<sup>®</sup>, pode-se comparar a intensidade dos picos de difração medidos no material por DRX com a intensidade dos picos apresentada no PDF<sup>®</sup> para esse material. As informações contidas no PDF<sup>®</sup> dizem respeito ao material na forma de pó, ou seja, isento de textura. A comparação entre o material e o PDF<sup>®</sup> é feita através do parâmetro  $C_i$ , que é o Coeficiente de Textura ou grau de orientação do material.

O coeficiente de textura é apresentado na literatura como um procedimento confiável para identificação de direção cristalográfica preferencial. Vários outros autores avaliaram textura tomando como base o  $C_i$  (CRUZ *et al.*, 2001; TANGE *et al.*, 2001 e CRUZ, FERREIRA e LIMA, 2000, MOUTINHO *et al.*, 1995, KIM e CHUN, 1986, BARRETT e MASSALSKI, 1980).

## 2.6.2 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

A técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados - EBSD (*Electron Back Scatter Diffraction*) tem se apresentado como uma opção poderosa para estudo de texturas. A técnica de EBSD associa a capacidade de combinar representatividade de abrangência no material com resolução espacial em níveis intermediários ao raio x e ao microscópio eletrônico de transmissão, oferecendo o melhor compromisso em muitas aplicações práticas (DINGLEY e RANDLE, 1992).

Para a identificação de textura através de EBSD, a técnica consiste em colocar uma amostra com superfície perfeitamente plana, inclinada à  $70^\circ$  em relação ao feixe de elétrons incidente. Essa angulação de  $70^\circ$  permite maximizar a intensidade do feixe. Quando o feixe de elétrons incide sobre a amostra, parte dos elétrons são retroespalhados. Esses elétrons retroespalhados geram um padrão de difração, que aparece na forma de linhas, os padrões ou linhas de Kikuchi, que pode ser visualizado em um monitor de vídeo junto com a imagem SEM do local de incidência do feixe. A Figura 2.14 apresenta uma imagem de um padrão de linhas de Kikuchi (a) e o mesmo padrão indexado após o tratamento da imagem, (b).

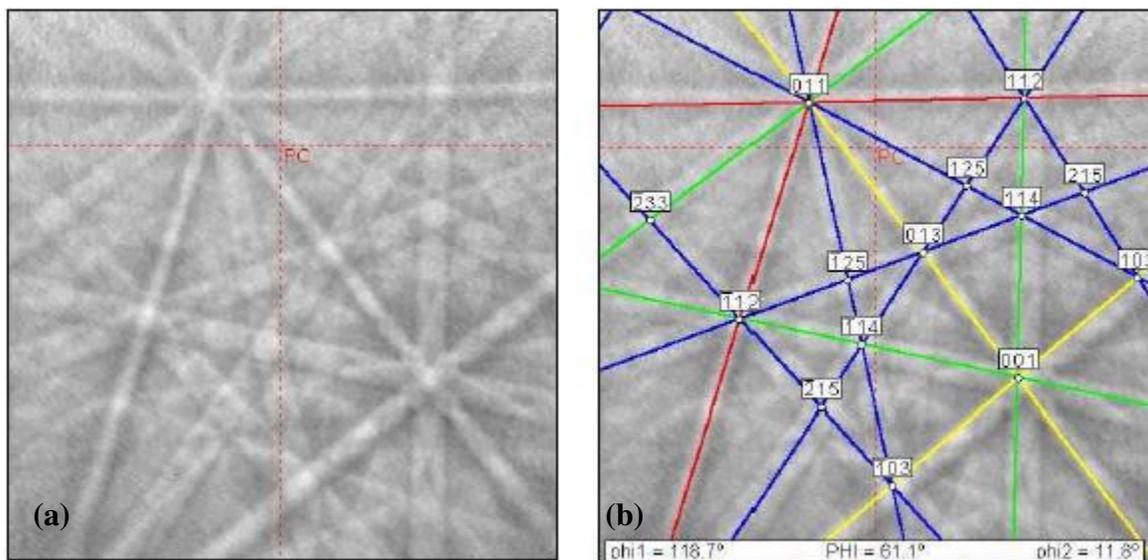


Figura 2.14: Padrão de linhas de Kikuchi (a) e o mesmo padrão após a indexação das linhas pelo sistema de tratamento de imagens (b) (Adaptado de LÖW, 2006).

A indexação das linhas dos padrões de Kikuchi é conseguida a partir das relações geométricas entre ângulos, largura das bandas das linhas e parâmetros instrumentais.

Com a técnica de EBSD pode-se, por exemplo, analisar a correlação entre orientação dos grãos onde eventos de particular interesse estejam ocorrendo, tais como, fratura, oxidação, precipitação ou recristalização, ou ainda correlacionar os aspectos cristalográficos dos contornos de grão e propriedades como mobilidade de contornos, difusão, resistência a ataque químico, propriedades mecânicas, etc. Essa técnica também possibilita determinar componentes de textura, obter informações sobre o tamanho dos grãos, contornos dos grãos e subgrãos, formas e

desorientações (*misorientations*) dos subgrãos para cada componente da textura. Além de relacionar o tamanho do subgrão, forma e desorientação (*misorientation*), a técnica de EBSD ainda permite correlacionar esses parâmetros com a orientação cristalográfica.



## **Capítulo 3**

### **Materiais e Métodos**

Neste capítulo, são abordados os materiais e procedimentos utilizados nesta pesquisa. São apresentadas as informações sobre a otimização dos parâmetros de soldagem e a descrição da otimização do tamanho dos corpos de prova.

São apresentados aqui os procedimentos que foram utilizados para a medição das distorções nos corpos de prova. Esses procedimentos foram adotados aqui como proposta de modelo para a caracterização das distorções geradas pelo processo de soldagem, onde essas distorções são avaliadas a partir de coeficientes de distorção, obtidos do mapeamento e interpolação de pontos sobre a superfície do corpo de prova.

São descritos, também, os procedimentos para a medição da largura da ZAC, do tamanho de grão na ZAC e a caracterização da textura do material. Ao final, é apresentado o planejamento estatístico que foi adotado para delinear os experimentos e avaliar os resultados obtidos com a quantificação de distorção dos CP's por meio dos coeficientes de distorção.

#### **3.1 Material**

O material utilizado nesta pesquisa foram chapas da liga de alumínio-magnésio Al 5052. Foram selecionadas chapas com três graus de laminação desta liga, obtidas por processos de conformação a frio. Os graus de laminação selecionados correspondem às têmperas O, H32 e H34. Todas as chapas foram adquiridas na espessura de 2,0 mm. Esse material foi recebido nas seguintes dimensões:

- Al 5052 - O → 2.000 x 1.000 x 2,00 mm
- Al 5052 - H32 → 1.400 x 1.250 x 2,00 mm
- Al 5052 - H34 → 2.000 x 1.000 x 2,00 mm

Estas três especificações foram escolhidas por se tratarem das mais utilizadas nas indústrias que trabalham com alumínio e, desta forma, disponíveis no mercado.

### **3.2 Avaliação da composição química**

A composição química do material foi confirmada por meio de Espectrometria de Fluorescência de Raios X (EFR-X). Foram analisadas uma amostra retirada de cada uma das chapas (O, H32 e H34), com dimensões de 30mm x 30mm. O equipamento utilizado nas análises foi o *X-Ray Fluorescence Spectrometer*, modelo RIX 3100/2100- RIGAKU, disponível no Departamento de Engenharia de Matérias da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

Para conferir a composição química das chapas Al 5052 (O, H32 e H34), os resultados obtidos com a Fluorescência de Raios X foram comparados com a composição estabelecida na norma ASTM B209M-01 para a liga Al 5052.

A Tabela 3.1 apresenta a composição estabelecida na norma ASTM B209M-01 para cada elemento da liga Al 5052, seguidos pelos resultados obtidos por EFR-X. Como pode ser observado na, o magnésio e o cromo têm uma faixa de composição bem definida, enquanto que, para os demais elementos (Fe, Si, Mn, Cu e Zn), o controle é feito apenas pela quantidade máxima permitida nessa liga.

Na Tabela 3.1 analisando-se os resultados de EFR-X para cada uma das chapas, pode-se constatar que o material usado neste trabalho encontra-se dentro das especificações estabelecidas na norma ASTM B209M-01.

Tabela 3.1: Composição das chapas Al 5052 (O, H32 e H34)

		Composição Química - Al 5052								
		Fe	Si	Mg	Mn	Cu	Cr	Zn	outras	Al
Norma ASTM B209M-01	Lim. inf.	-	-	2,20	-	-	0,15	-	-	Rest.
	Lim. sup.	0,40	0,25	2,80	0,10	0,10	0,35	0,10	0,05	
EFR-X	Al 5052 – O	0,38	0,17	2,78	0,03	0,01	0,25	0,01	0,03	96,34
	Al 5052 - H32	0,29	0,12	2,80	0,06	0,01	0,32	0,01	0,01	96,38
	Al 5052 - H34	0,37	0,14	2,80	0,03	0,02	0,35	0,03	0,03	96,23

Como já mencionado no Capítulo 2, item 2.1, a têmpera “O” especifica o material com microestrutura recristalizada. A têmpera H32 especifica o material que foi laminado a frio após recozimento, onde o grau de encruamento conferiu ao material uma resistência à tensão média entre a têmpera H34 e o estado recozido (O). A têmpera H34 caracteriza o material trabalhado a frio após recozimento e com resistência à tensão média entre a têmpera O e a têmpera H38.

### 3.3 Identificação do Sentido de Laminação

Para a caracterização do sentido de laminação, foi retirada uma amostra de cada chapa. Estas amostras foram preparadas metalograficamente e efetuado ataque eletrolítico em solução de 200 ml de água destilada e 9 ml de HBF<sub>4</sub>, com tensão de 20 v e um tempo de ataque de 45s.

O sentido de laminação das chapas foi caracterizado utilizando-se um microscópio ótico, modelo DMILM da *Leika*, com filtro polarizador de 1λ de comprimento de onda e aumento de 100x, conectado a um microcomputador com um programa de obtenção e análise de imagens, o *LeikaQwin* da *Leika*. Estes recursos estão disponíveis no Departamento de Engenharia de Fabricação da Faculdade de Engenharia Mecânica, Unicamp. A caracterização foi feita na seção lateral da chapa, como ilustrado na Figura 3.1 (a). Na Figura 3.1 (b), é mostrado um exemplo de

uma micrografia onde se identifica o sentido de laminação da chapa por meio da direção do alongamento dos grãos.

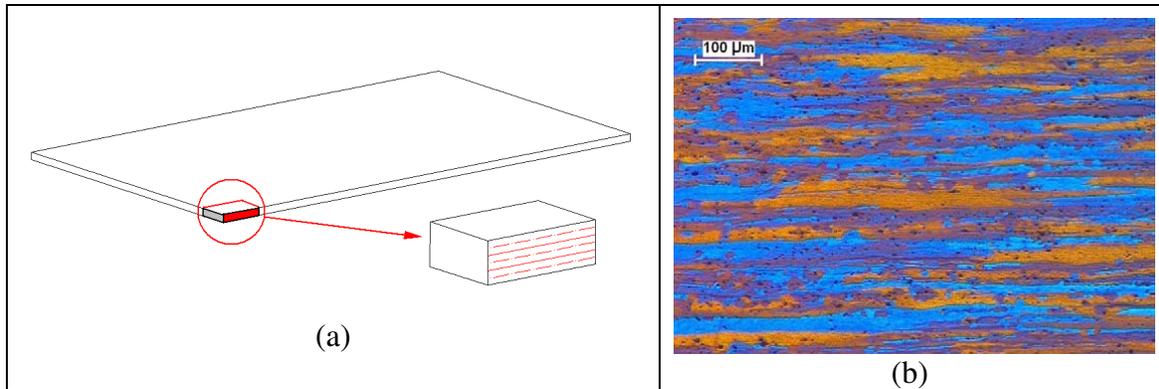


Figura 3.1: (a) Região na amostra da chapa onde se fez a caracterização e (b) micrografia exemplificando a identificação do sentido de laminação da chapa.

Como ilustrado na Figura 3.1 (a), foi feita a caracterização do sentido de laminação na seção lateral da chapa. Essa localização na chapa foi definida porque a identificação do sentido de laminação na superfície da chapa é dificultada por conta do espalhamento dos grãos na superfície induzido pelo processo de laminação, enquanto que na lateral da chapa os grãos conservam a morfologia alongada, facilitando a caracterização da direção de alongamento dos grãos (CASTRO *et al.*, 2006).

### 3.4 Caracterização da Direção Cristalográfica Preferencial por Raio X

A técnica de Difração de Raios X (DRX) foi utilizada para caracterizar a direção cristalográfica preferencial nas chapas Al 5052-O, Al 5052-H32 e Al 5052-H34, na etapa inicial da pesquisa. Para a análise, foram retiradas amostras de 40 mm x 30 mm. As amostras foram retiradas das chapas através de corte com serra, sendo o comprimento das amostras cortado paralelamente ao comprimento das chapas. As superfícies das amostras foram polidas metalograficamente até 6 $\mu$ .

O equipamento utilizado foi o *Difratômetro Philips PW 1730/1710*, no Laboratório de Difração de Raios X do Instituto de Física Gleb Wataghin - IFGW, da UNICAMP. A difração foi realizada na superfície das amostras. Os parâmetros usados estão listados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Parâmetros usados na Difração de Raios X.

<b>Parâmetros</b>	<b>Valores</b>
Tensão	40 KV
Corrente	30mA
Radiação incidente	Cu K $\alpha$
Modo de varredura	$\theta - 2\theta$
Faixa de medição	10~100 ( $2\theta$ )
Passo de varredura	0,002°
Varredura contínua	1 sec
Monocromador	Grafite

Os resultados obtido por DRX para cada uma das chapas Al 5052-O, H32 e H34 estão apresentados no Capítulo 4. Esses resultados foram avaliados tomando como referência os dados da base *Powder Diffraction File*<sup>TM</sup> - PDF<sup>®</sup>, descrita no Capítulo 2, item 2.6.1.

### **3.5 Otimização dos Parâmetros de Soldagem e do Tamanho do Corpo de Prova**

As etapas de otimização dos parâmetros de soldagem e otimização do tamanho do corpo de prova (CP) ocorreram simultaneamente, uma vez que as dimensões do CP a ser soldado foram em função do aporte térmico (particularmente da corrente e da velocidade de soldagem). A dissipação do calor depende das dimensões e do material a ser soldado (FASSANI, 2001).

#### **3.5.1 Otimização dos parâmetros de Soldagem**

Para a soldagem dos corpos de prova, foi construído um suporte para a fixação destes. O suporte teve a finalidade de permitir que os CP's se deformassem livremente e sem contato direto com a bancada, evitando a influência da bancada na extração de calor do CP durante a soldagem.

O suporte de fixação também teve a finalidade de evitar qualquer movimento do CP durante a soldagem ou durante a medição. Na Figura 3.2 (a), é mostrado o suporte de fixação dos CP's e na Figura 3.2 (b), um CP devidamente fixado no suporte.

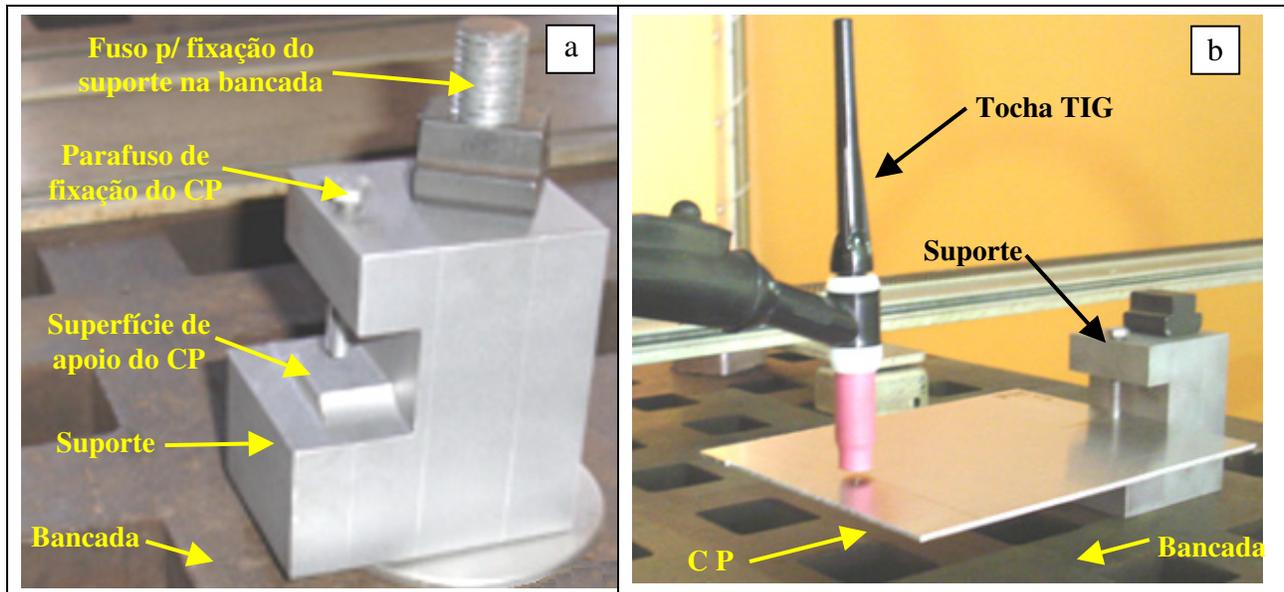


Figura 3.2: Suporte de fixação dos corpos de prova (a) e um CP devidamente fixado (b).

Como pode ser observado na Figura 3.2 (b), o CP é fixo em apenas um ponto de apoio, através de um parafuso que trava o CP contra uma superfície de apoio de  $1 \text{ cm}^2$  no suporte. O suporte é devidamente preso na bancada para evitar qualquer movimentação durante a soldagem.

O processo de soldagem adotado para o desenvolvimento experimental foi o TIG (*Tungsten Inert Gas*), sem metal de adição. Para a execução dos cordões de solda, foi utilizada uma fonte de soldagem a arco multiprocessado sinérgica, modelo *IMC Inversal 300*, desenvolvida e fabricada pelo LABSOLDA da Universidade Federal de Santa Catarina.

O deslocamento da tocha de soldagem foi semi-automatizado por meio de um carro motriz, marca BUG-O SYSTEM, modelo 5302. O equipamento é de acionamento manual e permite o deslocamento da tocha com velocidade constante, com valor previamente programado e mantém a distância entre eletrodo e peça constante.

Os parâmetros velocidade de soldagem, corrente de soldagem, vazão do gás e distância nominal entre a ponta do eletrodo e a peça foram otimizados de modo a garantir um arco estável e com a mesma penetração na região fundida do cordão de solda, desde o início, até o final do Cordão de Solda (CS).

A penetração do cordão de solda na chapa foi um dos critérios estabelecidos na otimização dos parâmetros de soldagem. A penetração estabelecida foi de, no mínimo,  $2/3$  da espessura da chapa. Os cordões de solda foram feitos com 140 mm de comprimento. Para avaliar a penetração do cordão na chapa, foram feitas macrografias na seção transversal a 15 mm do início do cordão de solda (CS) e à 15 mm do final do CS. Na Figura 3.3, são apresentadas essas macrografias da seção transversal do cordão de solda, à 15 mm do início (a) e do final (b) do CS.

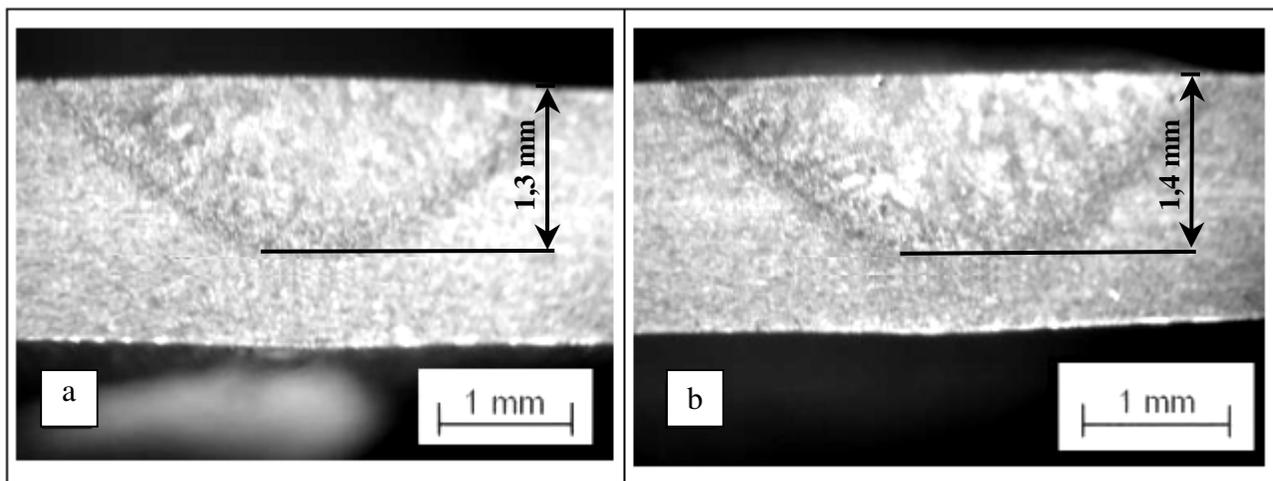


Figura 3.3: Penetração do cordão de solda na chapa no início (a) e no final do cordão (b).

Na Figura 3.3, pode ser observado que a penetração obtida com os parâmetros da Tabela 3.1 foi praticamente a mesma: 1,3 mm no início e 1,4 mm no final do cordão. Isso corresponde a, aproximadamente,  $2/3$  da espessura da chapa, que é de 2,0 mm.

Na Tabela 3.3 são apresentados os parâmetros de soldagem que foram utilizados no desenvolvimento experimental deste trabalho.

Tabela 3.3: Parâmetros de soldagem definidos para a realização dos ensaios.

<b>Parâmetros</b>	<b>Valores</b>
Velocidade de soldagem	<b>250 mm/min</b>
Corrente alternada	<b>~ 90 A</b> Tempo de base: 3 ms* Tempo de pico: 9 ms*
Gás Argônio, Vazão:	<b>14 l/min</b>
Distância Ponta do Eletrodo à Peça	<b>2<sup>±0,5</sup> mm</b>
Comprimento do Cordão de Solda	<b>140 mm</b>
Eletrodo W (puro)	<b>Ø 2,0 mm</b>
Tensão (medida)	<b>13 V</b>
Rendimento ( $\eta$ )	<b>0,67</b>
<b>IC<sub>efetivo</sub></b>	<b>188 J/mm</b>

(\*) Valores recomendados no manual da máquina.

O insumo de calor (IC) efetivo foi de 188 J/mm, calculado através da Equação 3.1. Para calcular o IC<sub>efetivo</sub>, o valor do rendimento do processo de soldagem TIG adotado ( $\eta$ ) foi de 0,67 (COSTA *et al.*, 2007; DuPONT *et al.*, 1995).

$$IC = \frac{\eta \cdot U \cdot I \cdot 60}{V_s \cdot 1000} [kJ / mm] \quad \text{Eq. 3.1}$$

A corrente, velocidade de soldagem e comprimento do cordão de solda são parâmetros que foram sendo implementados durante a otimização do tamanho dos corpos de prova, descrito a seguir no item 3.5.2. Os valores constantes na Tabela 3.3 correspondem aos dados que foram usados nos experimentos e que foram estabelecidos na etapa final de otimização dos parâmetros de soldagem e do tamanho do CP. A tensão do arco, de 13 V, é função dos demais parâmetros e corresponde ao valor médio registrado durante a soldagem dos corpos de prova.

Os dados de tempo de base e tempo de pico, citados na Tabela 3.3 para a corrente de soldagem, são valores sugeridos pelo fabricante no manual da máquina, para a soldagem de alumínio em corrente alternada. Os parâmetros de soldagem foram monitorados com um sistema

de aquisição de dados constituído por um microcomputador *Pentium*, uma placa de conversão A/D e os *softwares Oscilos4* e *MIGMAG* do LABSOLDA da UFSC. O Insumo de Calor (IC) calculado foi de 188 J/mm, conforme mostrado na Tabela 3.3.

### **3.5.2 Otimização do tamanho dos Corpos de Prova**

Para determinar a largura dos corpos de prova, adotou-se como critério que a dimensão do CP possibilitasse o maior gradiente possível de temperatura e que a temperatura nas extremidades da chapa não ultrapassasse o valor de 150°C (FASSANI, TREVISAN e TREVISAN, 2000; FASSANI, 2001, CHUMSKI e ZANGRANDI, 2006).

A otimização do tamanho do corpo de prova, particularmente a largura do CP, foi definida de duas formas complementares. A primeira consistiu de uma simulação numérica do ciclo térmico da soldagem para obter o perfil de distribuição de temperatura na chapa, bem como a temperatura nas bordas ao final da solda. Na segunda etapa, foi realizada uma medição experimental de temperaturas no CP através de termopares, durante a soldagem de um CP com as dimensões pré-definidas na simulação numérica.

Para o comprimento dos CP's, foi adotado o valor de 200 mm, definido com base na experiência de trabalhos anteriores do grupo de pesquisa (FRAGA, LIBÓRIO e TREVISAN, 2008). Esses autores constataram experimentalmente que esse comprimento se apresentou satisfatório na obtenção de resultados, durante as medições das distorções.

#### **3.5.2.1 Simulação numérica do ciclo térmico**

A simulação do processo de soldagem possibilitou determinar numericamente a temperatura em diversos pontos sobre o corpo de prova. O software utilizado no modelamento do problema foi o ANSYS<sup>®</sup>, versão 10.0, que apresenta-se como uma ferramenta eficiente para processar simulações não lineares (BEZERRA, RADE e SCOTTI, 2005; MORAITIS e LABEAS, 2008; SABBAGHZADEH, AZIZI e TORKAMANY, 2008a).

A simulação numérica procedeu-se através das seguintes etapas: determinação do elemento de volume; determinação da malha representativa para o CP; determinação do fluxo de entrada de calor; determinação do deslocamento da tocha; delineamento das condições de contorno e entrada das propriedades termodinâmicas usadas na simulação numérica. Essas etapas são descritas a seguir.

#### a) Determinação do elemento de volume

A primeira etapa na modelagem de um problema é definir o tipo de elemento que irá constituir a peça a ser estudada. O elemento selecionado para constituir a malha representativa da chapa na simulação foi o SOLID70, disponível na biblioteca do ANSYS®. O elemento SOLID70 é composto por 8 nós, cada um deles com apenas um grau de liberdade: a temperatura. Esse elemento está ilustrado na Figura 3.4.

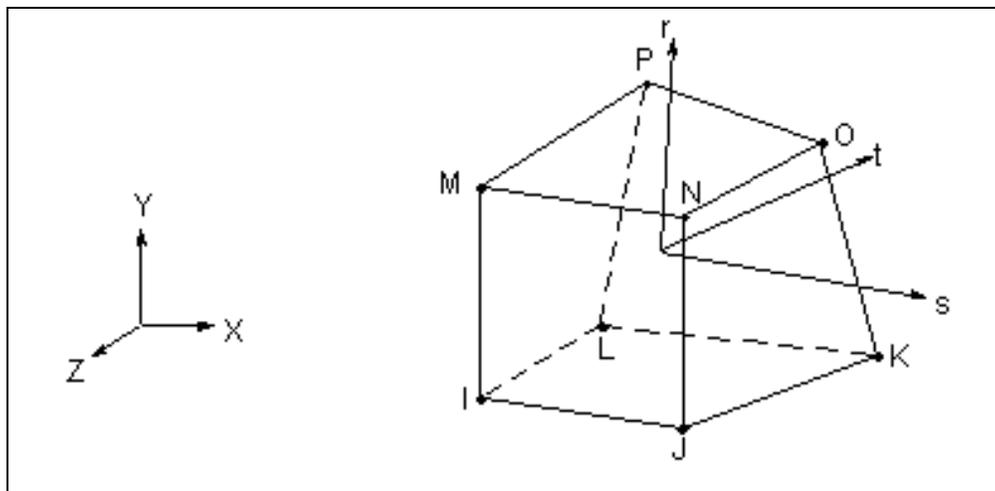


Figura 3.4: Elemento SOLID70 (ANSYS® 10.0).

Para o elemento SOLID70 (ANSYS® 10.0), é possível definir as propriedades do material necessárias para a análise térmica, como: condutividade térmica, densidade, calor específico, entalpia, entre outros, podendo ainda ser definida a característica de isotrópico ou anisotrópico para o material.

Particularmente para a simulação realizada aqui, o fluxo de calor no material foi considerado como sendo bidimensional, uma vez que o material do corpo de prova pode ser

considerado chapa fina (2 mm de espessura), de modo que a temperatura na superfície inferior da chapa pode ser assumida como sendo igual à da superfície superior durante e após a soldagem. No entanto, adotou-se o elemento SOLID70 por este também possibilitar realizar cálculos tridimensionais (3D) de condução de calor e, assim, possibilitar que a malha “construída” com esse elemento se tornasse abrangente a outras espessuras de material.

#### **b) Determinação da malha**

Uma das maiores dificuldades no modelamento matemático é conciliar capacidade de processamento disponível com refinamento da malha. Uma malha suficientemente refinada possibilita uma melhor convergência dos cálculos. Porém, quanto mais refinada for a malha, maiores serão os tempos de processamentos dos cálculos.

Deste modo, para otimizar os cálculos durante a simulação sem comprometer a fidelidade dos resultados, foi utilizada uma malha com refinamento gradual na largura do elemento de volume. Esse refinamento foi feito das bordas laterais para o centro da malha, que é a região durante a solda onde se localizam os fluxos térmicos mais intensos. Esse procedimento de refinamento da malha também foi utilizado por outros autores, que obtiveram convergência satisfatória em seus resultados (BEZERRA, RADE e SCOTTI, 2005b).

Para a simulação da soldagem, foram geradas malhas com diferentes larguras e com comprimento de 200 mm, a fim de simular corpos de prova com diferentes larguras. O comprimento das malhas foi constituído por 200 elementos de volume, de 1 mm de comprimento e 2 mm de altura cada um. O refinamento gradual ao longo da largura da malha teve um incremento de 6,65%, onde a largura inicial do elemento, na borda lateral da malha, foi de 5mm e a largura final do elemento, no centro, foi de 1mm.

A malha que foi utilizada para simular o corpo de prova na soldagem foi de 200 x 150 mm. Essa malha está ilustrada na Figura 3.5 (a), onde pode ser observado o refinamento gradual na largura dos elementos de volume que constituem a malha.

### c) **Determinação do fluxo de entrada de calor**

A entrada de calor do processo de soldagem, ou fluxo de calor, é tratada no ANSYS® como um carregamento de superfície, dado pela razão entre uma determinada quantidade de calor (Q) por unidade de área, onde essa entrada é feita em  $\text{kJ/m}^2$ . Para o cálculo do fluxo de calor, a quantidade de calor (Q) utilizada na simulação foi de 17,69 kJ, obtida a partir do produto entre o insumo de calor (IC = 188 J/mm) e o comprimento do cordão de solda ( $l = 140\text{mm}$ ).

A área de entrada de calor adotada na simulação foi de  $196\text{mm}^2$ , definida por um quadrado de 14 x 14 mm (BEZERRA, RADE e SCOTTI, 2005b). O fluxo de calor  $q''$  foi simulado baseado numa distribuição Gaussiana, definida pela Equação 3.2.

$$q''(x, y) = e^{-\frac{(x^2+y^2)}{2\sigma^2}} [J/m^2] \quad \text{Eq. 3.2}$$

O fluxo de calor, dado pela Equação 3.2, corresponde a um carregamento  $\sigma$ , neste caso o insumo de calor, distribuído numa superfície contínua (a área de entrada e calor). Na simulação numérica, esta superfície é discretizada em um número finito de pontos, onde esses pontos são os nós dos elementos de volume abrangidos dentro da área de 14 x 14 mm. Na Figura 3.5 (a), é ilustrada a malha representativa do corpo de prova destacando a área de entrada de calor na chapa no instante inicial da soldagem. Na Figura 3.5 (b), é exemplificada a distribuição Gaussiana implementada neste trabalho.

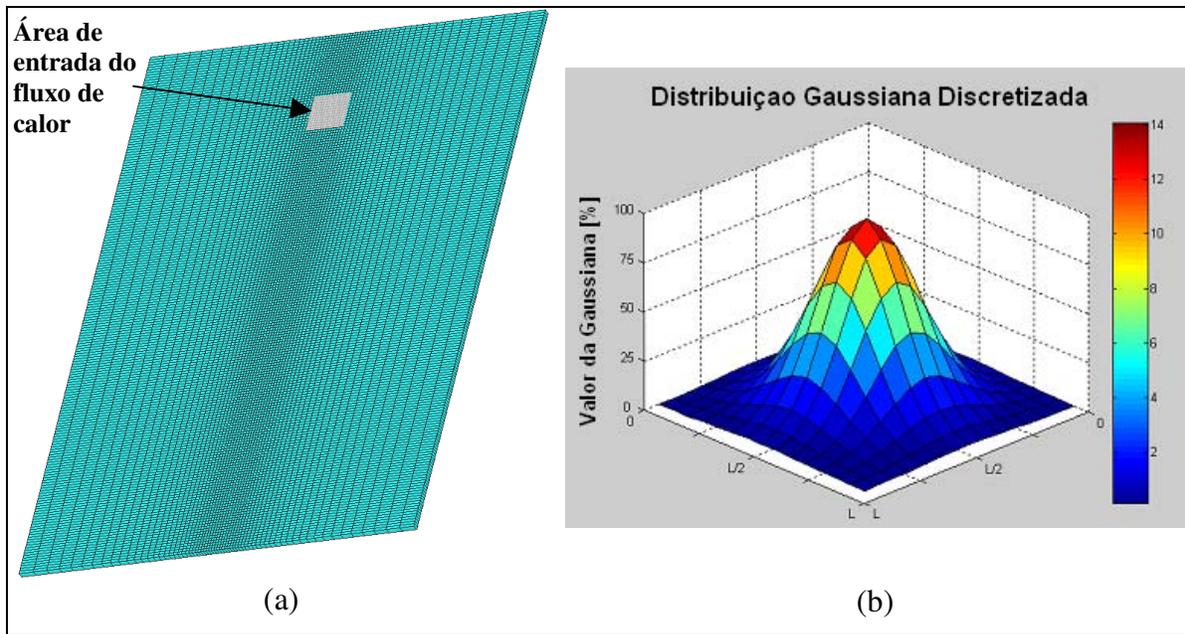


Figura 3.5: Malha para CP com 200 x 150 x 2 mm, com a área de entrada do fluxo de calor (a) e Distribuição Gaussiana discretizada (b).

#### d) Determinação do deslocamento da tocha

O deslocamento da tocha de soldagem corresponde a um carregamento (fluxo de calor) cuja posição sobre a chapa/malha varia em função do tempo. Como não há uma função no programa ANSYS<sup>®</sup> que realize esta ação automaticamente, foi feita uma simplificação no presente modelamento.

A simulação do movimento da fonte de calor foi realizada da seguinte forma: o comprimento do cordão de solda foi subdividido em 70 passos, com deslocamento de 2 mm entre passos. A cada passo ocorreu um fluxo de calor individual com duração de 0,48 s. O somatório dos tempos de cada passo é igual ao intervalo de tempo da execução do cordão, que foi de 33,6 s. Esse intervalo de tempo é resultante da razão entre o comprimento do cordão de solda (140 mm) e a velocidade de soldagem (250 mm/min). O somatório da quantidade de calor que entrou na malha em cada passo corresponde à quantidade total de calor,  $Q = 17,69$  kJ, empregada na execução do cordão de solda com 140 mm.

### e) Condições de contorno

Na simulação térmica, uma análise transiente é conduzida a fim de se obter o campo de temperaturas em função do tempo. Para a simulação numérica, foram consideradas perdas de calor na chapa apenas por convecção natural ( $q_{conv}$ ) e por radiação ( $q_{rad}$ ). As perdas por convecção foram adotadas como sendo iguais na parte superior e inferior da chapa ( $q_{conv1} = q_{conv2}$ ), da mesma forma que por radiação ( $q_{rad1} = q_{rad2}$ ). As perdas de calor por condução puderam ser desprezadas devido à forma de fixação da chapa, que a mantém suspensa por apenas um ponto de fixação ( $q_{cond} = q_{cond} = 0$ ). As dimensões do ponto de fixação no suporte foram desconsideradas na simulação numérica, sem prejuízo para os resultados. A distribuição de temperatura na superfície inferior da chapa foi adotada como sendo igual à da superfície superior durante e após a soldagem ( $T_2 = T_1$ ), consequência da adoção do material como sendo chapa fina.

Na Figura 3.6, é mostrada, de forma esquemática, a fixação do corpo de prova e as condições de contorno definidas aqui.

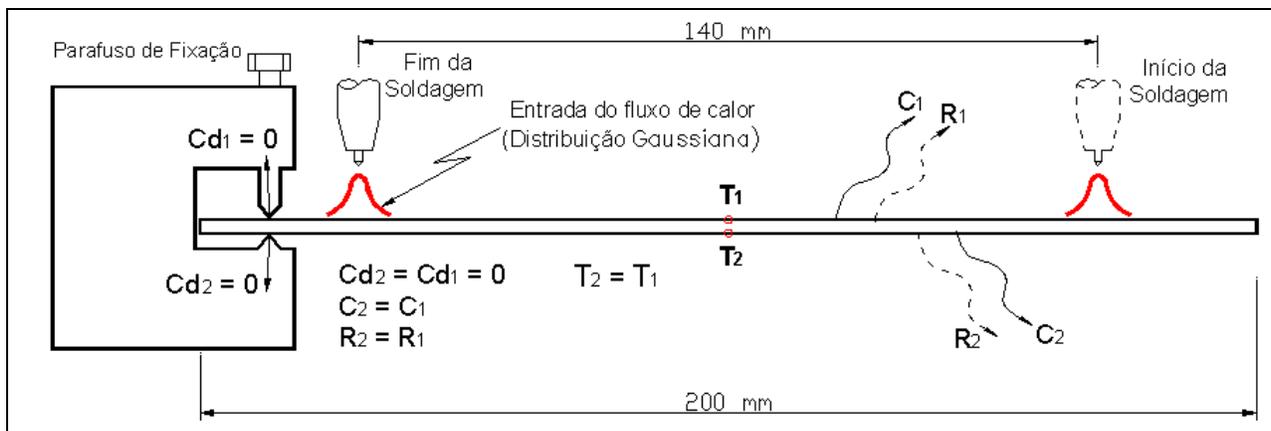


Figura 3.6: Esquema ilustrando o CP e as condições de contorno definidas para a simulação numérica.

### f) Propriedades termodinâmicas usadas na simulação numérica

Para a simulação numérica, as propriedades do material foram consideradas como tendo comportamento isotrópico. Por se tratar de uma análise térmica, o fenômeno de isotropia possui influência reduzida sobre os resultados da simulação, podendo ser desconsideradas as condições de anisotropia inerentes aos materiais laminados (BEZERRA, RADE e SCOTTI, 2005b).

O coeficiente de convecção tomou o valor  $h = 15 \text{ W/m}^2\text{K}$  e a emissividade  $\varepsilon = 0,75$  (INCROPERA *et al.*, 2008). A temperatura ambiente assumida foi de  $T_\infty = 25^\circ\text{C}$  (298 K). As propriedades físicas do material foram consideradas não lineares, com o valor variando em função da temperatura. Foram encontradas na literatura as propriedades físicas em função da temperatura para o material Al 5052-H32, necessárias para obter resultados numéricos com boa concordância com os ensaios experimentais (ZHU e CHAO, 2002). Estes valores são apresentados na Figura 3.7.

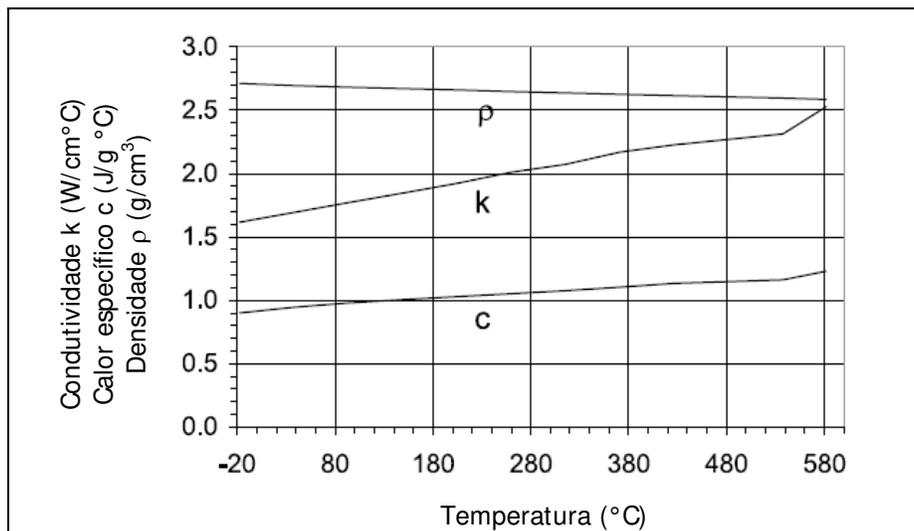


Figura 3.7: Calor específico, condutividade térmica e densidade em função da temperatura (ZHU e CHAO, 2002).

Estas propriedades foram inseridas no ANSYS® através de um arquivo independente, criado no formato de “*Material Library*”. Considerou-se, ainda, que o material não sofreu nenhuma transformação de fase no estado sólido durante a soldagem.

### 3.5.2.2 Medição experimental da temperatura

A medição experimental de temperaturas no CP foi realizada para verificar se os critérios, de maior gradiente possível no CP e de temperatura inferior à  $150^\circ\text{C}$  na borda, estabelecidos para a determinação do tamanho do CP, foram atendidos. Esse ensaio experimental complementou os resultados de otimização do tamanho do CP, obtido na simulação numérica.

Para a medição experimental de temperaturas no CP, foi executado um cordão de solda de 140 mm de comprimento no centro de um CP de dimensões 200 x 150 x 2 mm, usando os parâmetros de soldagem da Tabela 3.3. A temperatura gerada pela soldagem foi monitorada utilizando-se termopares do tipo *K* (Cromel-Alumel), com haste de aço inoxidável e diâmetro de 1,5 mm. Para fixação dos termopares no CP, foram feitos cinco furos cegos de 1,5mm de diâmetro por 1,5 mm de profundidade. A Figura 3.8 ilustra a localização dos termopares do CP.

A distribuição de temperatura no CP foi registrada através de um sistema de aquisição de dados da *Lynx Technology*, constituído da placa AD500 para leitura dos sinais dos termopares e de programas de aquisição de dados (*AqDados*) e tratamento desses dados (*AqDados* e *AqDanalasy*), instalados em um microcomputador. Através desses programas, foram gerados os gráficos de ciclo térmico registrado por cada um dos termopares.

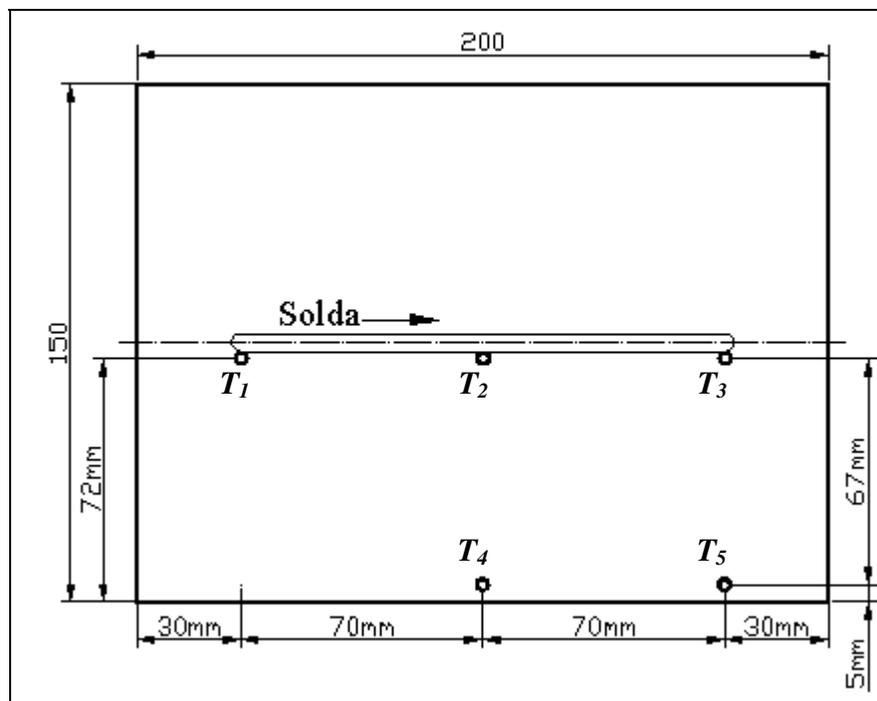


Figura 3.8: Localização dos termopares no corpo de prova.

Na Figura 3.8, o termopar em  $T_1$  foi utilizado para registrar o início da soldagem e o termopar em  $T_3$  para registrar o final da soldagem. O termopar em  $T_4$  foi utilizado para registrar a temperatura na borda do CP no instante em que a poça de fusão encontrava-se no centro do CP,

registrado pelo termopar em  $T_2$ . O termopar em  $T_5$  foi usado para registrar a temperatura na borda da chapa no instante final da soldagem.

### 3.5.3 Confecção dos Corpos de Prova

Considerando-se que, em chapas laminadas, há a possibilidade de variação de segregação e/ou de granulometria do centro da chapa para as bordas (MAIA, 2007), os corpos de prova foram retirados todos de uma mesma região ao longo do comprimento da chapa. Na Figura 3.9, é ilustrada a região na chapa onde foram retirados os corpos de prova.

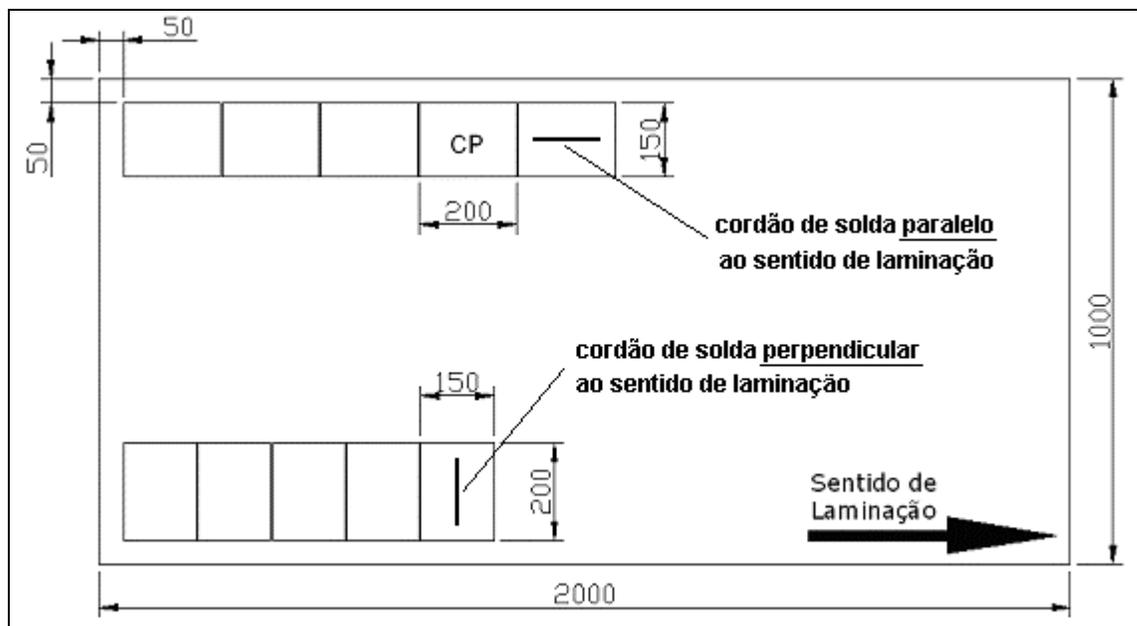


Figura 3.9: Ilustração da disposição dos CP's na chapa em relação ao sentido de laminação para possibilitar a soldagem paralela e perpendicular ao sentido de laminação.

Como pode ser observado na Figura 3.9, a disposição dos CP's foi traçada mantendo uma distância de 50 mm das bordas da chapa. Em seguida, os CP's foram cortados um a um com uma serra manual do tipo “tico-tico”, acompanhado de lubrificação no corte com querosene. Esse procedimento de corte se mostrou o mais viável para evitar distorções do CP. Em trabalhos anteriores havia-se identificado que, corte por guilhotina gerava muita distorção no CP, impossibilitando obter resultados com confiabilidade estatística (FRAGA, LIBÓRIO E TREVISAN, 2008).

Também como ilustrado na Figura 3.9, foram cortados corpos de prova com o comprimento paralelo e também perpendicular ao sentido de laminação. Esta diferenciação da disposição do CP em relação à chapa foi para, posteriormente na soldagem, executar-se os cordões de solda paralelo e perpendicular ao sentido de laminação da chapa, conforme explicado nos objetivos deste trabalho.

### **3.6 Soldagem dos Corpos de Prova**

Após a otimização das condições de soldagem e do tamanho dos CP's, foi realizada a soldagem dos corpos de prova.

A soldagem dos corpos de prova foi realizada utilizando os parâmetros apresentados na Tabela 3.1. Em cada CP foi executado um cordão de solda de 140 mm de comprimento com o processo TIG autógeno, conforme definido na etapa de otimização da soldagem, descrita no item 3.5.1. A solda foi executada na linha de centro do CP, iniciada e finalizada a 30 mm das bordas esquerda e direita, como ilustrado na Figura 3.10.

A soldagem de todos os corpos de prova foi realizada sempre partindo da extremidade livre do CP, à esquerda, e finalizada próximo ao ponto de fixação, à direita, conforme pode ser observado na Figura 3.10. Essa condição de posicionamento para início e fim da soldagem foi estabelecida para garantir o arco voltaico aberto, mesmo com o CP já se distorcendo durante a soldagem. Na Figura 3.10 (a), é apresentado um CP devidamente fixado no suporte com a tocha TIG posicionada para iniciar a soldagem e na Figura 3.10 (b), um CP logo após a soldagem.

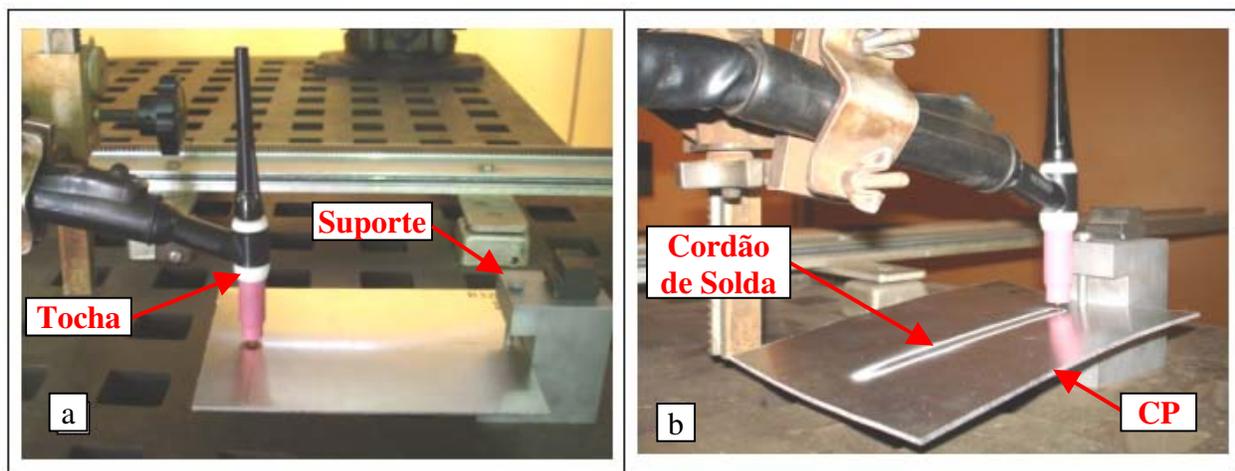


Figura 3.10: CP com a tocha posicionada para iniciar a soldagem (a) e CP logo após a soldagem (b).

Pode-se observar na Figura 3.11 (b) que, após a soldagem, a distorção ao longo do comprimento do corpo de prova ocorreu para baixo. Esse comportamento foi observado para a soldagem de todos os corpos de prova.

A distância entre a ponta do eletrodo e a peça foi definida em 2 mm, ajustada inicialmente no centro do CP. Como os CP's não eram perfeitamente planos, como será visto a seguir no item 3.7.1, ocorreu uma variação da distância entre a ponta do eletrodo e a peça. Essa oscilação na distância eletrodo-peça limitou-se à uma variação  $\pm 0,5$  mm, o que não impossibilitou que o arco se mantivesse estável durante a execução dos cordões de solda.

### 3.7 Modelo para a Avaliação e Quantificação das Distorções

O modelo para a quantificação de distorções consistiu em mapear por coordenadas as distorções resultantes nos CP's devido ao processo de soldagem. A partir desse mapeamento, a distorção do CP foi quantificada através de coeficientes denominados de “coeficiente de distorção transversal” e “coeficiente de distorção longitudinal”, que representam a distorção ao longo do corpo de prova causada pela soldagem. Esses coeficientes foram obtidos por interpolação dos pontos mapeados a partir de uma equação polinomial de segunda ordem que foi ajustada à curvatura do CP.

As distorções dos corpos de prova foram mapeadas utilizando-se um equipamento de medição por coordenadas em três eixos ( $x$ ,  $y$ ,  $z$ ), marca *Brown & Sharpe*, pertencente ao Laboratório de Metrologia do Centro de Tecnologia da UNICAMP. Esse equipamento apresenta uma resolução nos resultados de medição de  $0,01 \mu\text{m}$ . Na Figura 3.11, é apresentado um corpo de prova fixado no suporte e posicionado na máquina de medição por coordenadas, pronto para o mapeamento das deformações.

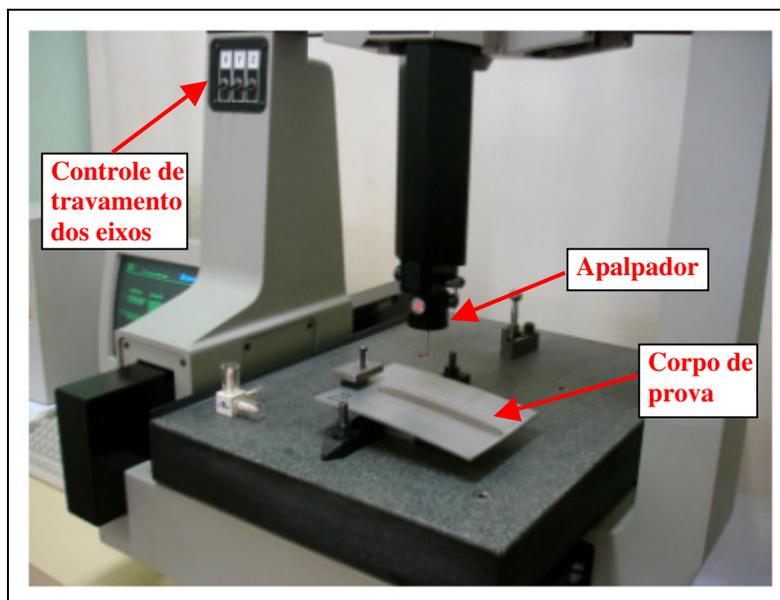


Figura 3.11: CP posicionado na máquina de medição por coordenadas tridimensional.

Cada corpo de prova foi medido antes e após a soldagem. A medição preliminar foi realizada para identificar se as deformações iniciais dos CP's, ou seja, deformações antes de soldar deveriam ser levadas em consideração na etapa de quantificação das deformações devido à soldagem, a fim de minimizar a influência da deformação inicial dos CP's sobre os resultados finais de deformação.

### 3.7.1 Medição da Deformação Inicial dos CP's

Entende-se por deformação inicial dos corpos de prova como sendo o desvio de forma, ou erro de planicidade, intrínseco à chapa, que pode ser gerado por vários fatores, desde o processo de fabricação e manuseio da chapa, até a etapa de corte dos corpos de prova.

A medição da deformação inicial foi feita com o CP fixado no suporte, como ilustrado na Figura 3.2. Foram feitas três seqüências de medições próximas a três pontos, P1, P3 e P5, sobre a superfície do CP. A Figura 3.12 ilustra a posição das coordenadas medidas para quantificar a deformação inicial dos corpos de prova antes da soldagem.

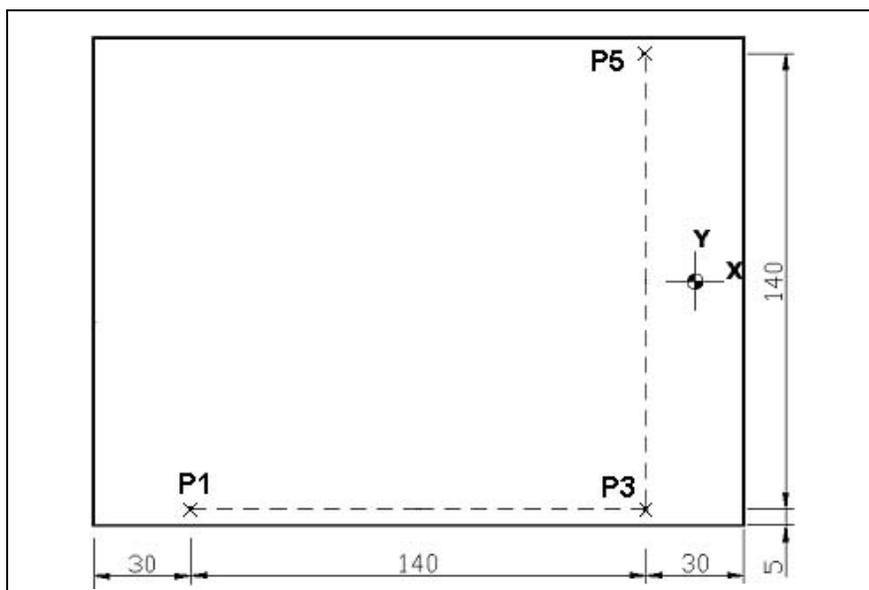


Figura 3.12: Posição das coordenadas medidas para quantificar a deformação inicial dos CP's.

As medições em torno dos pontos P1, P3 e P5 foram obtidas na forma de coordenadas  $(x, y, z)$  no espaço. Os valores de  $X$  e  $Y$  dão a localização do ponto no plano do CP e o valor de  $Z$  é a posição do ponto perpendicular ao plano  $XY$ . Para cada seqüência de medições P1, P3 e P5 em um CP, foram obtidos um  $\Delta Z$  na linha paralela ao comprimento do CP, chamado de  $\Delta Z_C$ , e na linha paralela à largura do CP, chamado de  $\Delta Z_L$ . Esse  $\Delta Z$  representa a deformação inicial do CP. As três seqüências de medições forneceram três  $\Delta Z_C$  e três  $\Delta Z_L$ . Em seguida, foi calculada a média e o desvio padrão desses  $\Delta Z$ .

A Equação 3.3 quantifica a deformação inicial média ao longo do comprimento do CP e a Equação 3.4 quantifica a deformação inicial média ao longo da largura, onde  $N$  é o número de CP's que foram medidos.

$$\Delta Z_{C \text{ médio}} = \frac{\sum_{(1 \text{ até } N)} (Z_{P3} - Z_{P1})}{N} \quad \text{Eq. 3.3}$$

$$\Delta Z_{L \text{ médio}} = \frac{\sum_{(1 \text{ até } N)} (Z_{P3} - Z_{P5})}{N} \quad \text{Eq. 3.4}$$

Todos os corpos de prova foram medidos antes da soldagem. O resultado obtido na maioria dos CP's foi de, -2,68 mm ( $\Delta Z_{L \text{ médio}}$ ) para a deformação média na largura dos CP's antes da soldagem, com um desvio padrão,  $\sigma$ , de 0,04. E de -2,16 mm ( $\Delta Z_{C \text{ médio}}$ ) para a deformação média no comprimento, com desvio padrão de 0,67. Os corpos de prova que apresentaram resultados acima desses valores foram descartados.

Quando os resultados da deformação inicial foram comparados com as medições do  $\Delta Z$  na deformação após a soldagem, constatou-se que os desvios padrão na deformação inicial dos CP's eram muito inferiores em relação ao  $\Delta Z$  após soldagem, que apresentou  $\Delta Z$  da ordem de 7 mm na largura e de 16 mm no comprimento, de modo que os desvios padrão não eram significativos para influenciar nos resultados da deformação devido à soldagem. Portanto, assumiu-se que todos os corpos de prova tinham o mesmo erro, ou seja, estatisticamente apresentavam o mesmo desvio de forma antes da soldagem.

### 3.7.2 Medição da Distorção nos CP's Devido à Soldagem

As distorções causadas pela soldagem dos corpos de prova foram medidas de dois modos distintos: através da distorção transversal, ou seja, a deflexão que ocorre transversalmente ao cordão de solda, medida na largura do CP e através da distorção longitudinal, que é a deflexão angular que ocorre paralelamente ao cordão de solda e é medida ao longo do comprimento do CP. Na Figura 3.13, são ilustradas a distorção transversal (a) e a distorção longitudinal (b).

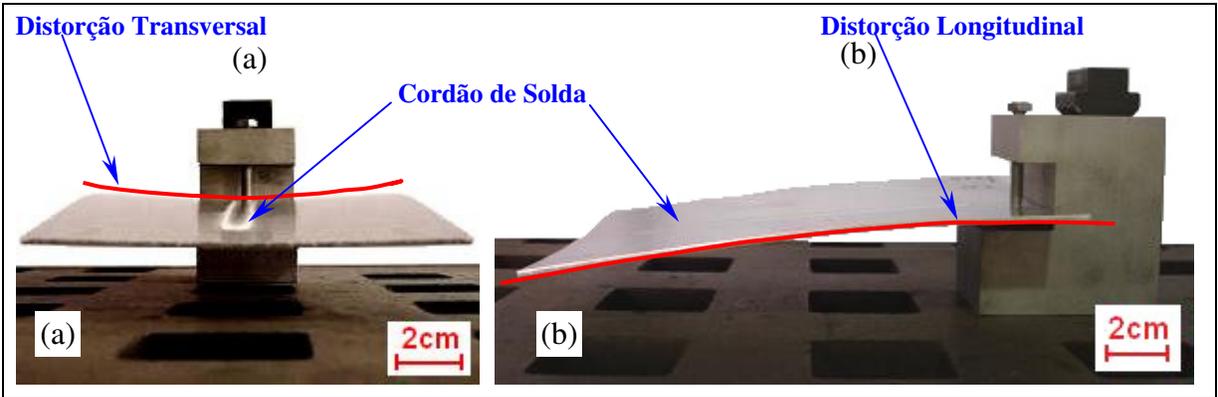


Figura 3.13: Distorção transversal (a) e distorção longitudinal (b) causadas pela soldagem.

Na execução da soldagem, observou-se que, em todos os CP's, a curvatura na distorção transversal descreveu um perfil parabólico com concavidade sempre para cima, como ilustrado na Figura 3.13 (a), enquanto que a curvatura na distorção longitudinal apresentou um perfil parabólico com concavidade sempre para baixo, como representado na Figura 3.13 (b).

Para a medição das distorções, foi realizada a soldagem de 3 (três) corpos de prova para cada condição experimental, sendo que, em cada corpo de prova soldado, foram medidas a distorção longitudinal e a distorção transversal.

A medição das distorções causadas pela soldagem foi feita na máquina de medição por coordenadas em três eixos ( $x$ ,  $y$ ,  $z$ ) com o CP fixado no suporte, como ilustrado na Figura 3.11. Para facilitar o processo de medição, foram traçadas duas linhas de 140 mm de comprimento sobre o CP, sendo uma linha perpendicular ao cordão de solda e distante de 30 mm da borda direita do CP, Figura 3.14 (a) e a outra linha paralela ao cordão de solda e distante de 5 mm da borda inferior do CP, Figura 3.14 (b). Sobre as duas linhas, foram marcados 11 (onze) pontos equidistantes de 14 mm, conforme ilustrado na Figura 3.14. Foram medidas as três coordenadas espaciais ( $x$ ,  $y$ ,  $z$ ) de cada ponto indicado na superfície do CP.

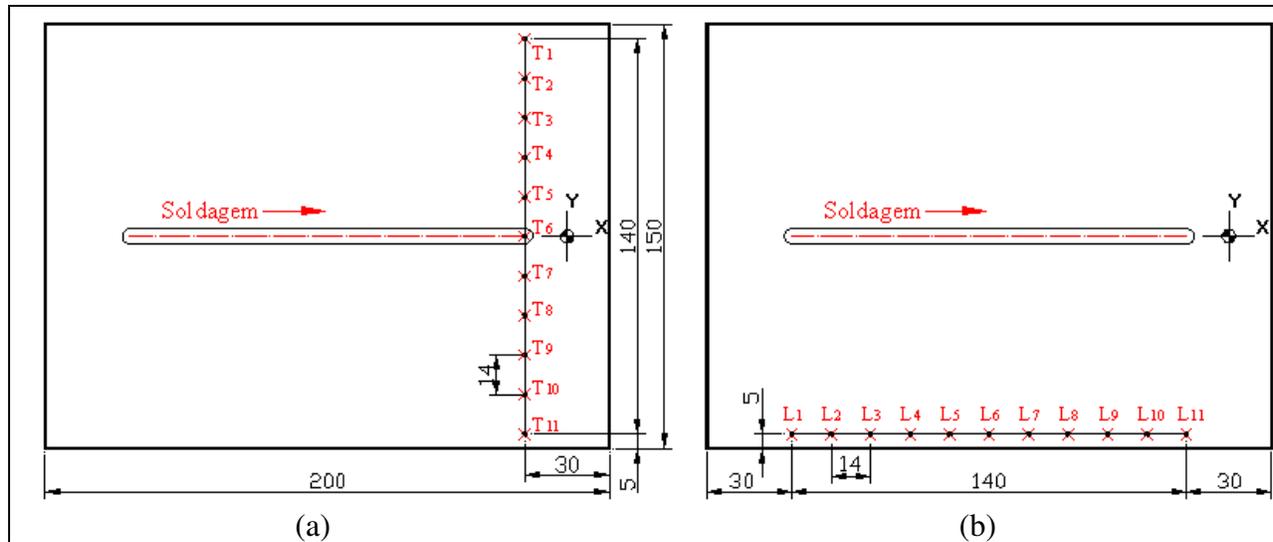


Figura 3.14: Pontos no CP para a medição da distorção (a) transversal e (b) longitudinal.

Os pontos marcados sobre a linha perpendicular ao cordão de solda, Figura 3.14 (a), foram usados para caracterizar a distorção transversal no CP, enquanto que os pontos sobre a linha paralela ao cordão, Figura 3.14 (b), foram usados para caracterizar a distorção longitudinal. A coordenada de cada ponto foi medida uma vez.

Para avaliar a medição das distorções, foi desenvolvido um programa em *MatLab*. O programa ajustou duas curvas polinomiais de segunda ordem, interpolando os pontos medidos. Os pontos colineares à linha perpendicular ao cordão de solda, Figura 3.14 (a), foram interpolados para obter um coeficiente representativo para quantificar a distorção transversal, enquanto que os pontos colineares à linha paralela ao cordão, Figura 3.14 (b), foram interpolados a fim de se obter um coeficiente para quantificar a distorção longitudinal.

Os pontos foram interpolados utilizando-se a Equação 3.5, que é a equação geral para um polinômio de  $n$ -ésima ordem. O programa desenvolvido no *MatLab* está apresentado no Apêndice A.

$$P(x) = P_1 X^n + P_2 X^{(n-1)} + \dots + P_n X + P_{(n+1)} \quad \text{Eq. 3.5}$$

No caso particular de um polinômio de segunda ordem, a parcela  $P_1 X^n$  é o termo de segunda ordem, onde  $n$  é igual a 2 e o coeficiente  $P_1$  é um número real, sendo seu valor absoluto responsável pela abertura da parábola.

Sabendo-se que o coeficiente  $P_1$  em uma equação de segunda ordem é o único valor que influencia na concavidade da parábola, adotou-se o módulo deste coeficiente para quantificar a distorção transversal e longitudinal devido à soldagem dos CP's, uma vez que, quanto maior o valor absoluto de  $P_1$ , maior é a concavidade da parábola, ou seja, maior a distorção sofrida pelo CP, representada pela curva interpolada sobre a sua superfície.

Para facilitar a avaliação das medições, as coordenadas ( $x$ ,  $y$ ,  $z$ ) dos pontos foram gravadas em planilhas Excel, salvas com o número de cada CP, que foram utilizadas como banco de dados pelo programa em *MatLab*. O programa leu todas as planilhas, ajustou duas parábolas (longitudinal e transversal) para cada arquivo e, em seguida, gerou uma planilha Excel com os resultados. Na planilha de resultados, o programa registrou, na primeira coluna, o número do CP, na segunda, o coeficiente  $P_1$  para a distorção longitudinal e, na terceira coluna, o coeficiente  $P_1$  para a distorção transversal, que foram os dados usados para avaliar as distorções nos CP's.

A avaliação das distorções através da adoção do coeficiente  $P_1$  como coeficiente de distorção também foi aplicada em trabalho anterior realizado pelo grupo de pesquisa, apresentado-se eficaz na quantificação das distorções causadas pela soldagem em CP' de aço inoxidável, de 200 x 150 x 3,00 mm (FRAGA, LIBÓRIO E TREVISAN, 2008).

No entanto, no presente trabalho, foram feitas algumas modificações nos procedimentos experimentais em relação ao trabalho inicial de Fraga, Libório e Trevisan (2008) como forma de aprimoramento na metodologia inicialmente utilizada para quantificação das distorções. Dentre essas alterações, a principal, que merece destaque, foi a localização e quantidade de pontos medidos e o corte mais criterioso dos corpos de prova. O principal benefício observado foi a redução do desvio padrão nos resultados deste trabalho.

### 3.8 Caracterização da ZAC

Para a caracterização da Zona Afetada pelo Calor (ZAC), gerada pelo processo de soldagem, foram retiradas amostras de, aproximadamente, 12 x 5 mm, no centro de cada corpo de prova, em um corte transversal ao cordão de solda. O tamanho das amostras foi suficiente para abranger uma parte do metal base (MB), a ZAC e o cordão de solda (MS).

As amostras foram embutidas em resina a frio e, em seguida, para visualização dos contornos de grão, as amostras foram preparadas metalograficamente e feito ataque eletrolítico em solução de 200 ml de água destilada e 9 ml de  $\text{HBF}_4$  à 50%. Foi utilizada uma tensão de 20 v e um tempo de ataque de 45 s.

Para analisar as amostras, foi utilizado o microscópio ótico, modelo DMILM da *Leika*, o programa de análise de imagens *LeikaQwin* da *Leika* e o filtro polarizador de  $1\lambda$ , que permitiu a obtenção de imagens coloridas, facilitando a avaliação das imagens.

A caracterização da ZAC consistiu de duas etapas: medição da largura da ZAC e medição do tamanho de grão dentro da ZAC. A seguir, é descrito o procedimento experimental dessas duas etapas.

#### 3.8.1 Medição da Largura da ZAC

Para medir a largura da zona afetada pelo calor, foram retiradas três amostras para cada uma das condições analisadas: (O, H32 e H34) x (soldagem Paralela e Perpendicular à laminação).

A largura da ZAC foi medida na seção transversal do cordão de solda, na região superior da seção, como exemplificado na Figura 3.15.

Entretanto, determinar o comprimento da ZAC não é um procedimento objetivo. Como pode ser observado na Figura 3.15 (a), o final da ZAC é uma região onde MB e ZAC se confundem, o que dificulta determinar uma “linha” onde a ZAC termina. O mesmo não ocorre no

começo da ZAC, onde a interface bem definida que há entre o metal de solda (MS) e a ZAC possibilita determinar facilmente onde ocorre o início da ZAC, como ilustrado na Figura 3.15 (b).

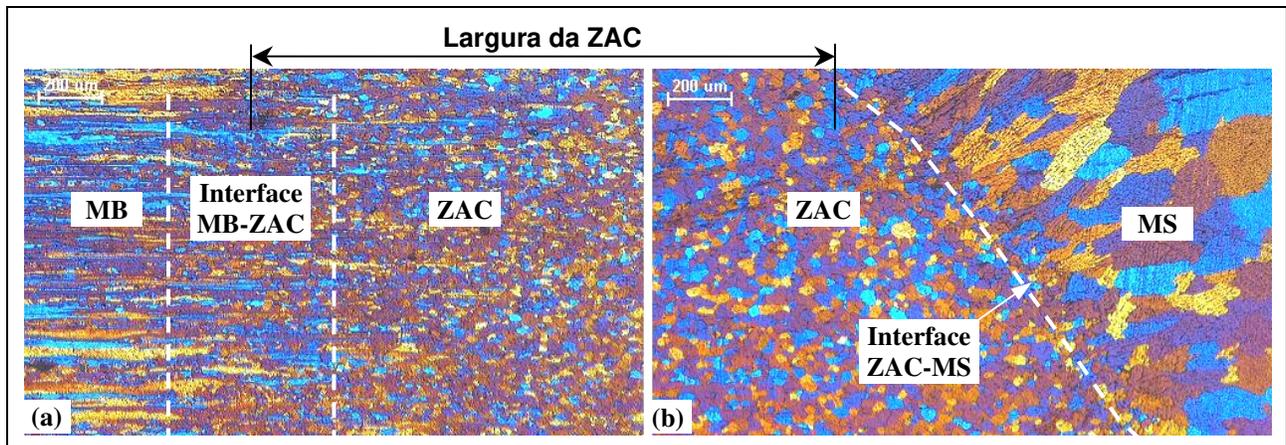


Figura 3.15: Interface MB-ZAC caracterizando o final da ZAC (a) e interface ZAC-MS onde se inicia a ZAC (b).

O critério estabelecido para determinar o final da ZAC foi definir este como sendo na linha central dentro da região MB-ZAC destacada na Figura 3.15 (a). O início da ZAC foi definido como sendo na interface ZAC-MS, ilustrada na Figura 3.15 (b) e identificada como sendo a região imediatamente ao lado dos grãos parcialmente fundidos que dão origem aos grãos epitaxiais no metal de solda.

Para evitar uma medição tendenciosa, foi feita uma medida da largura da ZAC em cada amostra, por três pessoas individualmente, com a devida experiência para tal caracterização. O resultado da largura da ZAC para cada condição foi resultante da média obtida através das nove medições realizadas.

### 3.8.2 Medição do Tamanho de Grão na ZAC

Para medição do tamanho de grão na zona afetada pelo calor, foram analisados dois corpos de prova para cada uma das seis condições avaliadas aqui. Nas amostras que foram retiradas do centro de cada CP, foram avaliadas duas regiões distintas da zona afetada pelo calor, a ZAC de Recristalização (ZAC-R) e a ZAC de Crescimento de Grão (ZAC-CG). Na

Figura 3.16, é ilustrada a localização onde foram feitas as micrografias para a caracterização da ZAC-CG e ZAC-R na seção transversal dos CP's.

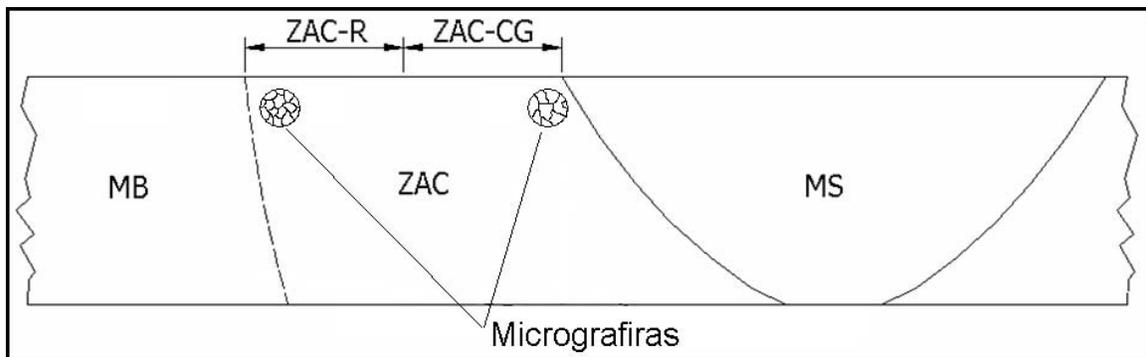


Figura 3.16: Ilustração indicando a localização das micrografias para avaliação da ZAC-R e ZAC-CG.

Como ilustrado na Figura 3.16, todas as micrografias foram obtidas na parte superior da seção transversal das amostras. A ZAC-R foi caracterizada na região vizinha ao metal base e a ZAC-CG, caracterizada na região adjacente ao cordão de solda.

O tamanho de grão das referidas regiões da ZAC foi medido através de um programa elaborado em *Matlab*, através do processamento das imagens obtidas por microscopia ótica. As linhas de comando do programa estão no Apêndice B. Mas, para as imagens poderem ser analisadas pelo programa em *Matlab*, primeiro foi necessário proceder o tratamento das imagens, de modo a deixar os contornos de grão bem definidos e, assim, possibilitar a leitura correta destas imagens por parte do programa. As micrografias foram inseridas no programa *AutoCAD*, com a mesma escala para todas as micrografias. Em seguida, os contornos de grão foram delineados, de modo a tornar todos os contornos unidades fechadas e com limites bem definidos. Na Figura 3.17 (a), é exemplificada uma micrografia que foi usada para quantificação de tamanho de grão, e na Figura 3.17 (b), a mesma imagem após delineamento dos contornos de grão no *AutoCAD*.

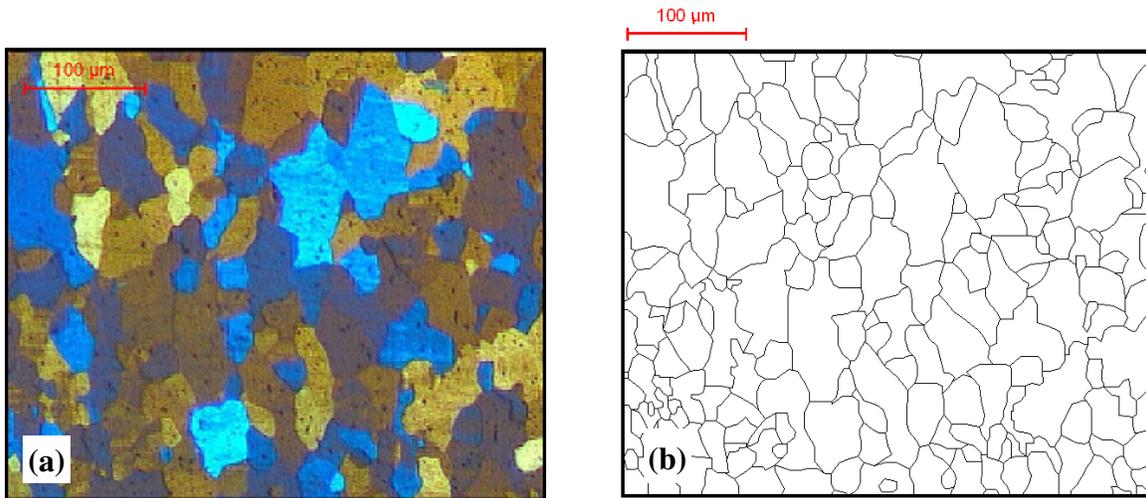


Figura 3.17: Micrografia a ser quantificada (a) e a micrografia após delineamento no *AutoCAD* (b).

As imagens delineadas, obtidas a partir das micrografias, foram salvas em formato TIF e posteriormente lidas pelo programa em *MatLab* para cálculo de tamanho de grão. O programa lê cada uma das imagens, como a da Figura 3.17 (b); identifica os contornos através do contraste entre branco e preto; reconhece cada região como um elemento; determina a quantidade de elementos na imagem levando em conta somente os contornos fechados; determina a área de cada um desses elementos (ou grãos); determina a área média e a área máxima em cada imagem; gera um histograma das áreas dos grãos. Na Figura 3.18 é exemplificado o histograma obtido da Figura 3.17 (b) com o programa em *MatLab*.

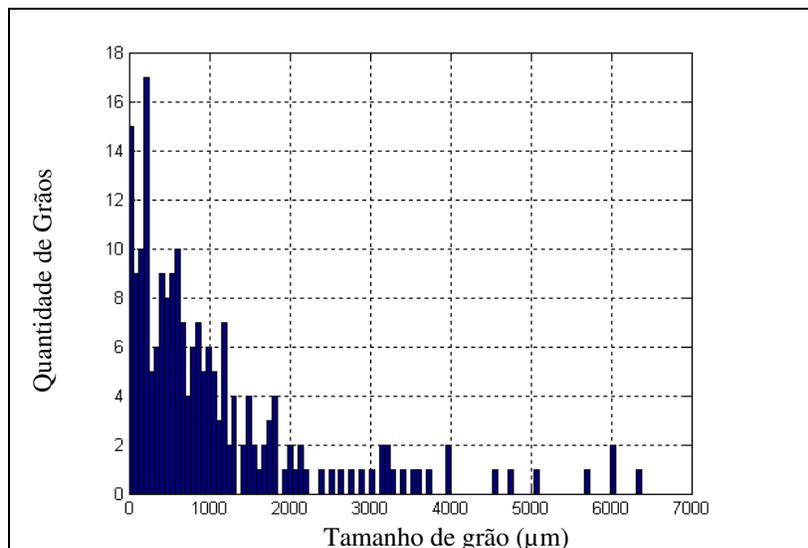


Figura 3.18: Histograma obtido como resultado da Figura 3.17 (b) com o *MatLab*.

### 3.9 Avaliação por EBSD

As análises de EBSD (*Electron Backscattering Diffraction*) foram feitas no Microscópio Eletrônico de Varredura JSM - 5900LV, equipado com um sistema de EBSD, para aquisição e processamento de resultados, *CHANNEL 5*, da *HKL Technology<sup>TM</sup>*. A disponibilização do equipamento e suporte para operação foi feita pelo Laboratório de Microscopia Eletrônica do Laboratório Nacional de Luz Sincrotron - LNLS.

As amostras para as análises de EBSD foram de, aproximadamente, 12 x 5 mm, retiradas no centro de cada CP, em um corte transversal ao cordão de solda. O tamanho das amostras foi suficiente para abranger o metal base (MB), a ZAC e o cordão de solda (MS).

As análises por EBSD foram realizadas no plano DL-DN. Foram analisadas apenas amostras de corpos de prova com o cordão de solda transversal à direção de laminação, ou seja, amostras onde era possível identificar o sentido de laminação do material. O plano DL-DN pode ser melhor observado na Figura 2.7 (a).

Para compreender melhor de quais corpos de prova foram retiradas as amostras para a análise de EBSD, é ilustrado na Figura 3.19 o posicionamento de um CP em relação à chapa. Pode-se observar na figura que essa disposição corresponde aos CP's para realização do cordão de solda transversal ao sentido de laminação da chapa. Na Figura 3.19, também é destacado o plano DL-DN e a seção A-A onde as amostras foram retiradas em cada CP.

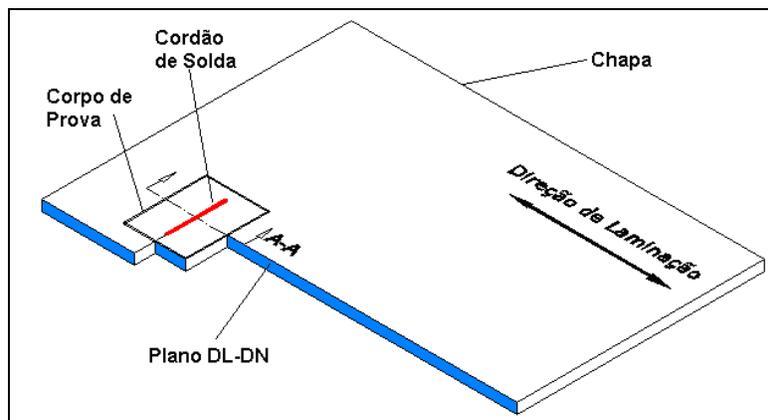


Figura 3.19: Disposição do CP em relação à chapa. Cordão de Solda transversal ao sentido de laminação da chapa. Destaque para o plano DL-DN e para a seção A-A onde as amostras para EBSD foram retiradas.

As análises no plano DL-DN, além de apresentar uma morfologia bem definida da direção de alongamento dos grãos ao longo da direção de laminação, também atendem ao propósito das avaliações de EBSD deste trabalho, de identificar a textura no metal base das três chapas (O, H32 e H34) e identificar as alterações dessa textura ao longo da ZAC.

Em cada amostra foi analisado o metal base (MB) e duas regiões distintas na zona afetada pelo calor: a ZAC de Recristalização (ZAC-R) e a ZAC de Crescimento de Grão (ZAC-CG). Na Figura 3.20 (a) é ilustrada a localização onde foram feitas as análises de EBSD para a caracterização do MB, da ZAC-CG e ZAC-R.

Como ilustrado na Figura 3.20 (a), todas as análises de EBSD foram feitas na parte superior da seção transversal das amostras. As análises foram realizadas aproximadamente a 0,2 mm da borda, posicionada durante a focalização da amostra no MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura.

Nas análises de EBSD, é exigido o melhor polimento possível das amostras, sem nenhum tipo de ataque. As amostras foram polidas com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  e, em seguida, para obter a qualidade de polimento necessária, as amostras passaram por um polimento ultra-fino por vibração em alumina de 0,02  $\mu\text{m}$ , em uma máquina vibratória VIBROMET da marca BUEHLER no Laboratório de Microscopia Eletrônica do LNLS.

Entretanto, para poder identificar cada uma das regiões (MB, ZAC-R e ZAC-CG) na amostra durante a operação com o MEV, fez-se necessário introduzir pontos de referência nas amostras. Preliminarmente, as amostras foram preparadas metalograficamente como procedido no item 3.8. Em seguida, as regiões de início e fim da ZAC (Figura 3.15) foram definidas através de microscopia ótica e marcadas com uma identificação na parte inferior da amostra, utilizando um microdurômetro. Na Figura 3.20, é ilustrada a localização das identificações (a) e uma micrografia com destaque para uma identificação de referência entre metal base e a ZAC (b).

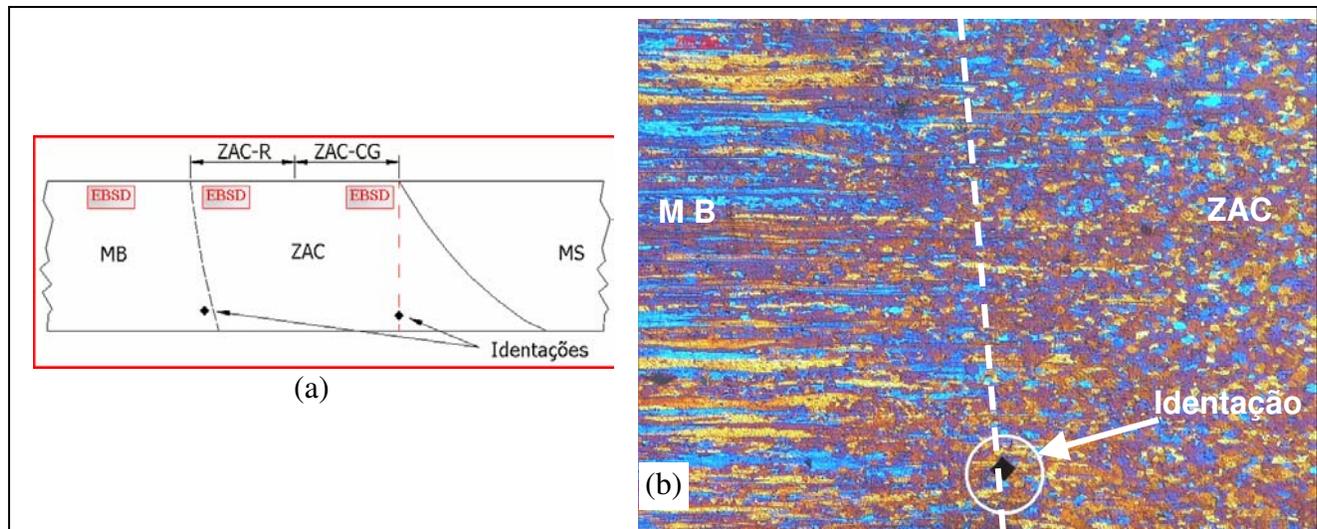


Figura 3.20: Localização das identificações nas amostras (a) e uma micrografia com uma identificação entre MB e a ZAC.

Na otimização das configurações no MEV e EBSD, foram feitas diversas análises preliminares com o intuito de obter uma mesma configuração de parâmetros, ou pelo menos uma estreita variação desses parâmetros, para as análises das diferentes regiões em todas as amostras estudadas. Os parâmetros de operação que foram utilizados no MEV e no EBSD foram:

- Tensão de aceleração: 25 kV
- Distância de trabalho: entre 22 e 26 mm
- Inclinação da amostra: 70°
- *Time per Frame*: aproximadamente 117
- *Spot Size*: entre 0,55 e 0,65  $\mu\text{m}$  (Abertura N° 2 da objetiva)
- *Step Size*: 3  $\mu\text{m}$
- *Binning Camera Control*: 8x 8
- *Gain Camera Control*: high

Com as análises de EBSD, foram obtidos resultados de *Recrystallized Fraction Component* (Componente de Fração Recristalizada) e “*Grain Boundaries Component*” (Componente de Contornos de Grão e Sub-grão) no metal base, na ZAC de recristalização (ZAC-R) e na ZAC de crescimento de grão (ZAC-CG). As análises de EBSD também possibilitaram a caracterização de textura cristalográfica nas três chapas (O, H32 e H34).

As ferramentas para obtenção das informações de “*Recrystallized Fraction Component*” e “*Grain Boundaries Component*” são alguns dos recursos disponíveis no programa *Tango*, enquanto que os resultados de textura cristalográfica são obtidos com o programa *Salsa*, utilizado para processar as informações de textura na forma representativa de ODF (*Orientation Distribution Function*). Esses programas (*Tango* e *Salsa*) fazem parte do pacote de programas *Channel 5* da *HKL Technology*<sup>TM</sup>.

Na análise dos resultados com as ferramentas “*Recrystallized Fraction Component*” e “*Grain Boundaries Component*”, a diferenciação entre grãos recristalizados e deformados é feita pelo programa *Tango*, baseado no ângulo de desorientação (*misorientation*). Foi adotado no programa 3° (três graus) para sub-grãos (*separate subgrains*) e 15° para grão (*separate grains*), que foi a relação que apresentou resultados mais coerentes entre os diferentes materiais (O, H32 e H34) e regiões (MB, ZAC-R e ZAC-CG) analisadas neste trabalho.

A diferença entre as componentes de contornos de grão e de sub-grão é determinada no programa baseada no ângulo de desorientação (*misorientation*). No caso do trabalho em questão, foi adotado ângulo mínimo de 3° (*Minimum Angle*) para sub-grãos e ângulo mínimo de 15° (*Minimum Angle*) para grãos, que foi a relação que também apresentou resultados mais coerentes entre os diferentes materiais (O, H32 e H34) e regiões (MB, ZAC-R e ZAC-CG) analisadas aqui.

### **3.10 Planejamento Estatístico para Avaliação das Distorções**

A quantificação das distorções causadas pela soldagem nas chapas foi apresentada em termos dos coeficientes de distorção transversal e longitudinal, para os quais foram calculadas média e desvio padrão para cada condição de ensaio.

O desenvolvimento experimental deste trabalho consistiu em estudar as distorções causadas pela soldagem em chapas Al 5052, com 2,0 mm de espessura. Para avaliar as distorções, foram consideradas duas variáveis de influência: a têmpera da chapa (ou grau de laminação) e a direção de soldagem em relação ao sentido de laminação da chapa. A variável de resposta analisada foi a distorção na chapa, quantificada através do coeficiente de distorção transversal e do coeficiente de distorção longitudinal.

A variável têmpera foi avaliada em 3 (três) níveis, através das chapas com os diferentes graus de lamina o: Al 5052-O, Al 5052-H32 e Al 5052-H34. A variável dire o de soldagem foi avaliada em 2 (dois) níveis: dire o de soldagem paralela   lamina o da chapa e dire o de soldagem perpendicular   lamina o da chapa. Foram avaliados 3 corpos de prova para cada condi o de ensaio.

A ferramenta estatística que foi adotada para o delineamento dos experimentos e análise dos resultados desta pesquisa foi o Planejamento Fatorial (PF). O Planejamento Fatorial (PF) permite a avalia o experimental da influência de uma ou mais variáveis, em diferentes níveis, sobre uma dada variável de resposta ou um determinado fen meno (MONTGOMERY e RUNGER, 1996; RODRIGUES e IEMMA, 2005).

O formato do planejamento fatorial adotado para o desenvolvimento deste trabalho foi o PF2<sup>3</sup> (l -se: PF dois três). Nesse planejamento, tem-se uma das variáveis com três níveis (têmpera: O, H32 e H34) e a outra variável com dois níveis (dire o de soldagem: longitudinal e transversal ao sentido de lamina o) (MONTGOMERY e RUNGER, 1996; RODRIGUES e IEMMA, 2005). A Figura 3.21 apresenta o fluxograma para o planejamento experimental adotado.

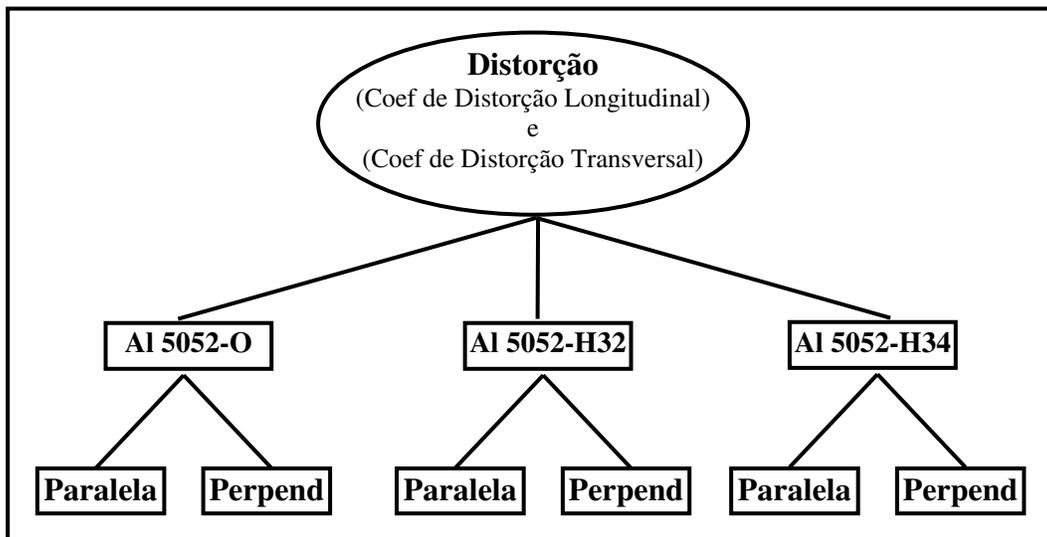


Figura 3.21: Fluxograma esquematizando o planejamento experimental adotado.

O planejamento fatorial compreende um teste de hipóteses, que visa definir se as variáveis têm ou não influência sobre a variável de resposta e também se a interação entre as variáveis estudadas afeta ou não a variável de resposta (MONTGOMERY e RUNGER, 1996; RODRIGUES e IEMMA, 2005). O teste de hipóteses consiste em verificar se as médias dos resultados dentro do planejamento são estatisticamente iguais ou diferentes, bem como verificar se há interação entre essas variáveis.

O teste de hipóteses no presente trabalho teve o objetivo de verificar se as variáveis têmpera e direção de soldagem realmente causaram influência sobre as distorções transversais e longitudinais, ou se os resultados apresentaram apenas uma tendência.

O teste de hipóteses consiste em definir um valor  $F_{\alpha, x, ab.(n-1)}$ , que é a estimativa para um nível de significância  $\alpha$ , com os graus de liberdade “ $x$ ” e “ $ab.(n-1)$ ”, calculados a partir da quantidade de níveis de cada variável. Em seguida, é calculado o fator de influência de cada variável, representado por um valor  $F_0$ . Diz-se que uma variável  $Y$  terá influência sobre a variável de resposta quando:  $F_0 > F_{\alpha, x, ab.(n-1)}$  (MONTGOMERY e RUNGER, 1996; RODRIGUES e IEMMA, 2005).

Para o cálculo de  $F_{\alpha, x, ab.(n-1)}$ , tem-se que o grau de liberdade para a variável têmpera é  $x = a-1$ , o grau de liberdade para a variável direção de soldagem é  $x = b-1$  e o grau de liberdade para a interação entre ambas as variáveis é  $x = (a-1).(b-1)$ , onde:

$\alpha = 10\%$ , nível de significância (90% de confiança);

$a = 3$ , que corresponde ao número de níveis da variável têmpera;

$b = 2$ , que corresponde ao número de níveis da variável direção de soldagem.

$n =$  número de níveis de cada variável

Fora do planejamento fatorial, foi feita uma análise individual de comparação de médias entre as condições de soldagem paralela à direção de laminação e perpendicular à direção de laminação, para os resultados obtidos com a medição da distorção longitudinal. Adotou-se esse

procedimento por conta da proximidade observada entre alguns resultados, como será visto no Capítulo 5.

Nessa análise, procedeu-se o teste de hipóteses para verificar se as médias entre as direções de soldagem paralela e perpendicular ao sentido de laminação são estatisticamente iguais ou diferentes. A comparação entre as médias consistiu em avaliar as seguintes hipóteses:

$$H_0: \mu_1 (\text{Paralelo}) = \mu_2 (\text{Perped.}) \Leftrightarrow t_0 < t_{\alpha/2, \nu}$$

$$H_1: \mu_1 (\text{Paralelo}) \neq \mu_2 (\text{Perped.}) \Leftrightarrow t_0 > t_{\alpha/2, \nu}$$

Este procedimento consiste em analisar um resultado através de um teste estatístico e, desta forma, rejeitar ou não a hipótese nula. Essa rejeição é baseada num conjunto de valores denominado “região crítica ou região de rejeição” (MONTGOMERY e RUNGER, 1996; RODRIGUES e IEMMA, 2005). A avaliação foi feita para um nível de significância  $\alpha$  de 10%.

## **Capítulo 4**

### **Resultados Preliminares**

As avaliações preliminares tiveram como objetivo caracterizar o material a ser utilizado na pesquisa e dimensionar o tamanho dos corpos de prova em função do aporte térmico. São apresentados aqui os resultados que foram obtidos utilizando-se os seguintes recursos: Microscopia ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para caracterização da têmpera e do sentido de laminação das chapas; Difração de Raios X para identificação preliminar da direção cristalográfica preferencial das chapas; simulação numérica do fluxo térmico da soldagem para auxiliar na otimização do tamanho dos corpos de prova.

#### **4.1 Caracterização da Têmpera das Chapas**

A têmpera, ou grau de encruamento no caso de materiais com tratamento termomecânico, está diretamente relacionada às suas propriedades físicas e mecânicas, que, por sua vez, influenciarão as deformações causadas pelo aporte térmico do processo de soldagem. A quantidade de deformação no material também tem influência significativa nos mecanismos de recristalização e recuperação do material, os quais vão atuar no desenvolvimento da zona afetada pelo calor gerada pela soldagem.

Estes aspectos, relacionados ao processo de soldagem, tornaram imprescindível a identificação do grau de encruamento entre as chapas utilizadas aqui, a fim de se ter certeza que o material selecionado estava dentro das especificações estabelecidas por norma.

Uma informação importante que pode auxiliar na compreensão de uma dada textura presente no material, ou de como essa varia em função do grau de encruamento, é o histórico de laminação da chapa. Por exemplo, a realização ou não de tratamentos térmicos intermediários e/ou ao final do processo de laminação pode intensificar ou modificar, ou mesmo, eliminar a textura no material.

Segundo informações do fabricante (MINATEL, 2007), para a liga Al 5052, após o lingotamento em forma de placas, é feito um tratamento térmico de homogeneização do material, com tempo acima de 15 horas e temperatura entre 500° e 600° C.

Na etapa de laminação, inicialmente é feita laminação a quente até a espessura de 7 mm. Em seguida, para obter as chapas com têmperas H32 e H34, o material é laminado a frio até uma determinada espessura intermediária, definida em função do fator de encruamento a ser obtido e passa por um tratamento térmico intermediário de recozimento em torno de 330 °C. Por fim, a chapa é laminada novamente a frio até a espessura final (MINATEL, 2007).

A têmpera “O” corresponde ao material com a microestrutura recozida. Para obter a têmpera “O”, após o processo de laminação a quente, o material é laminado a frio até a espessura final e, em seguida, é feito um tratamento térmico de recozimento em torno de 330 °C. A têmpera H34 corresponde ao material com um fator de encruamento entre 33% e 45%. A têmpera H32 é uma condição de encruamento intermediária às duas primeiras, obtida com um fator de encruamento em torno de 20% a 25% (MINATEL, 2007).

A caracterização do grau de encruamento, ou têmpera, de cada uma das chapas foi feita por meio de microscopia ótica, comparando-se o grau de encruamento na microestrutura de cada chapa. Na Figura 4.1, são apresentadas as micrografias que foram obtidas para as chapas Al 5052, com as têmperas O, H32 e H34. Pode-se observar que as chapas apresentam microestruturas com diferentes graus de encruamento.

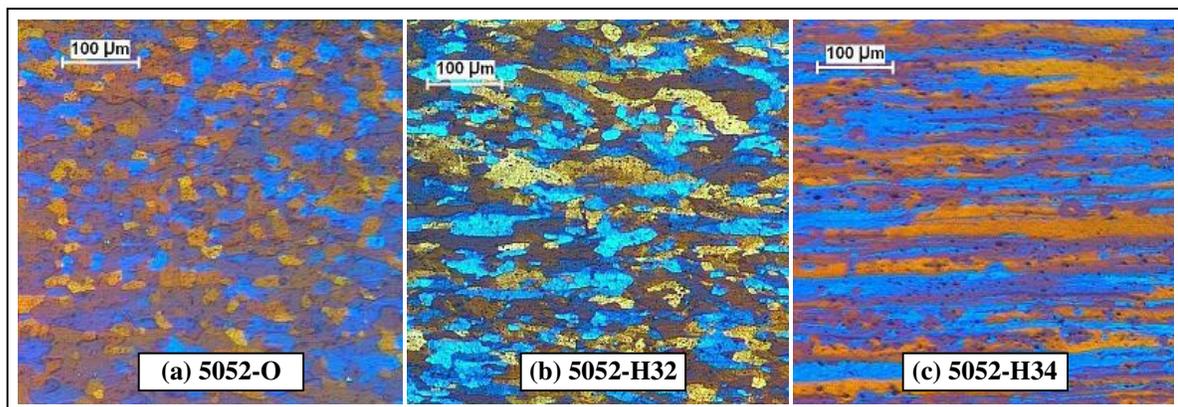


Figura 4.1: Micrografias indicando a têmpera das chapas (a) Al 5052-O, (b) Al 5052-H32 e (c) Al 5052-H34.

A chapa Al 5052-O, Figura 4.1 (a), apresenta uma microestrutura de grãos equiaxiais, a qual evidencia que o material passou por um processo de recozimento após o último passe de laminação.

Através da morfologia dos grãos, pode-se observar que as micrografias das Figura 4.1 (b) e (c) mostram diferentes graus de encruamento, sendo que o material Al 5052-H32, na Figura 4.1 (b), apresenta uma quantidade de deformação inferior ao material Al 5052-H34, ilustrado na Figura 4.1 (c), com aproximadamente o dobro da deformação do H32. Estas constatações a respeito do grau de encruamento das chapas são confirmadas pelas informações fornecidas pelo fabricante do material (MINATEL, 2007).

## 4.2 Caracterização do Sentido de Laminação

Para poder avaliar a influência da direção de soldagem em relação ao sentido de laminação sobre o grau de distorção desenvolvida após a solda, fez-se necessário identificar a direção de laminação das chapas. Com essa informação, foi possível definir as condições de soldagem paralela e perpendicular à laminação.

Como pode ser observado na Figura 4.2 (a), a caracterização foi feita na seção lateral da chapa. Como já mencionado anteriormente, esse cuidado foi tomado porque o processo de laminação pode induzir um espalhamento dos grãos na superfície da chapa associado à ocorrência de forte cisalhamento paralelo à superfície (Castro *et al.*, 2006). O espalhamento dificulta a

identificação da direção de alongamento dos grãos, enquanto que, na lateral da chapa, ao longo da espessura, os grãos conservam a morfologia alongada causada pela laminação.

Na Figura 4.2 (b), é apresentada uma micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) do material Al 5052-O. Nas Figura 4.2 (c) e (d) são apresentadas as micrografias obtidas por microscopia ótica dos materiais Al 5052-H32 e Al 5052-H34, respectivamente.

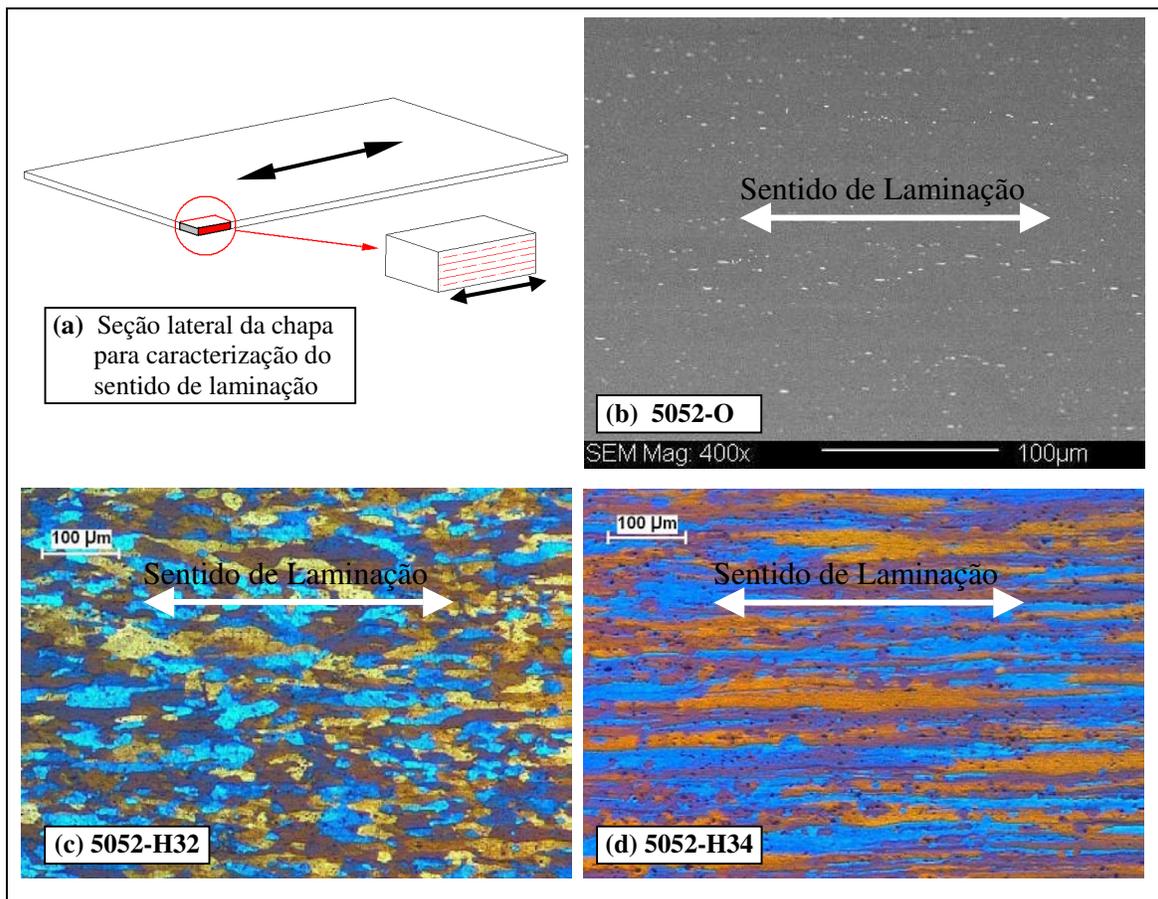


Figura 4.2: (a) região lateral nas chapas para caracterização do sentido de laminação e micrografias das chapas (b) Al 5052-O, (c) Al 5052-H32 e (d) Al 5052-H34.

A caracterização do sentido de laminação na chapa Al 5052-O foi feita por MEV, através da identificação da distribuição alinhada de inclusões. Essa distribuição ocorre sempre paralela à direção em que o material foi laminado. A microscopia ótica não foi suficiente para essa identificação porque a microestrutura encontra-se recozida, ou seja, com uma morfologia

equiaxial. A distribuição alinhada de precipitados pode ser observada na imagem de MEV na Figura 4.2 (b).

O sentido de laminação nos materiais de têmpera H32 e H34 foram identificados por meio de microscopia ótica, através da caracterização do sentido alongado dos grãos, como ilustram as Figura 4.2 (c) para a chapa Al 5052-H32 e Figura 4.2 (d) para a chapa Al 5052-H34. A morfologia alongada dos grãos é consequência do processo de laminação, em que os grãos são deformados paralelos ao sentido de laminação.

De acordo com a literatura (PADILHA e SICILIANO Jr., 1995), o processo de laminação pode desenvolver ou intensificar uma dada textura no material, que será mais pronunciada quanto maior for o grau de laminação.

A direção de laminação e o grau de laminação das chapas utilizadas neste trabalho foram caracterizados. Como pode ser observado na Figura 4.2, o sentido de laminação foi identificado como paralelo ao comprimento das três chapas Al 5052 (O, H32 e H34) e o grau de encruamento identificado nas micrografias é compatível com as informações fornecidas pelo fabricante.

### **4.3 Caracterização Preliminar da Textura Cristalográfica Preferencial por Raio X**

Foi necessário identificar se as chapas Al 5052-O, H32 e H34 apresentavam de fato alguma textura cristalográfica. Essa caracterização preliminar foi importante para poder determinar se seria necessário ou não uma análise mais aprofundada sobre textura nos materiais utilizados neste trabalho.

Para essa caracterização preliminar da textura nas chapas, utilizou-se a técnica de difração de raios x. Os resultados obtidos são apresentados de maneira gráfica, como ilustrado na Figura 4.3, para os materiais (a) Al 5052-O, (b) Al 5052-H32 e (c) Al 5052-H34.

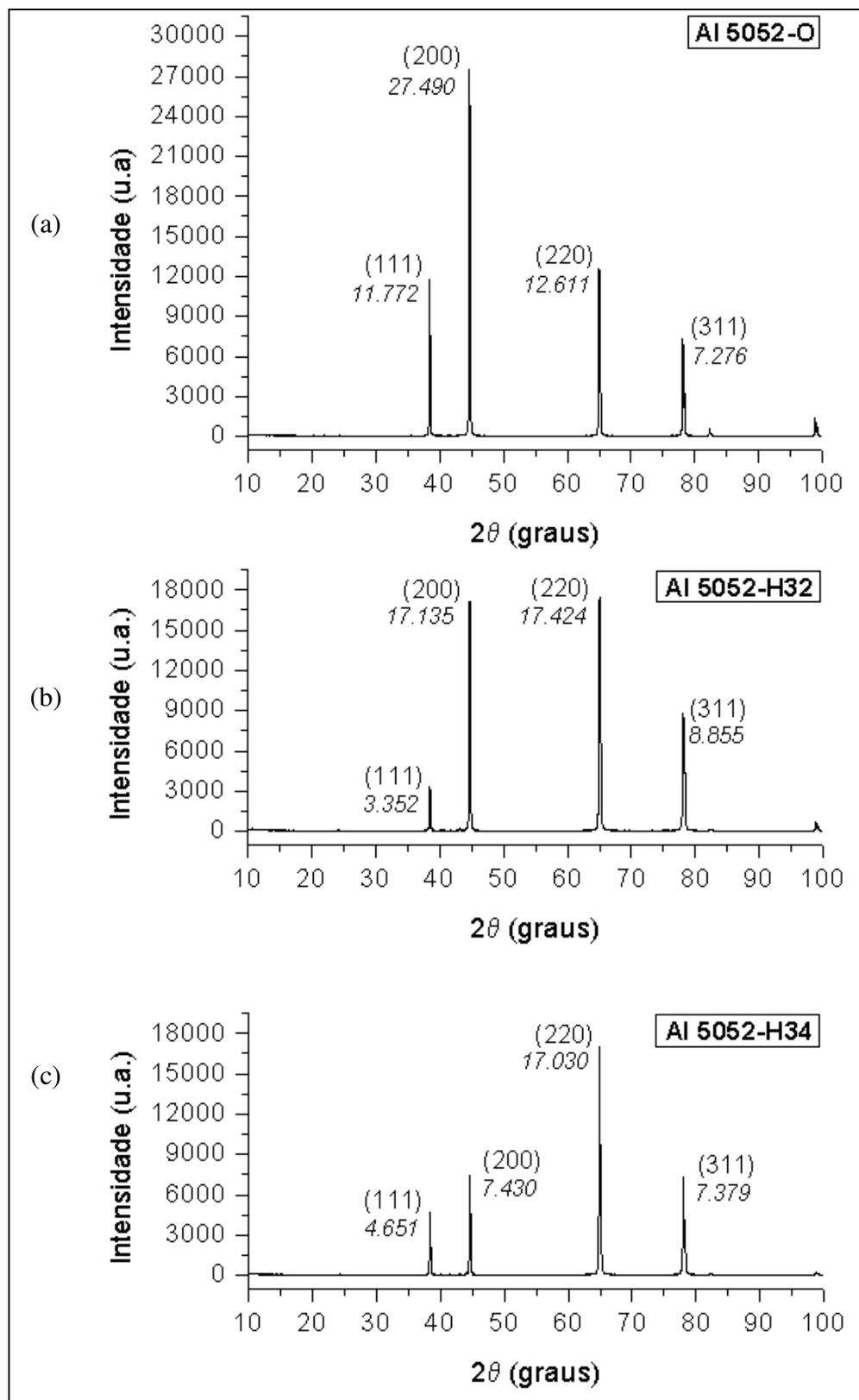


Figura 4.3: Difração de Raio X para as chapas Al 5052-O, Al 5052-H32 e Al 5052-H34.

Nos gráficos da Figura 4.3, cada pico de difração está identificado com a intensidade registrada no material para esse pico e a direção cristalográfica a que corresponde.

Como descrito no Capítulo 3, item 3.4, foi utilizado o PDF<sup>®</sup> 04-0787 (1953) como referência para quantificar as direções cristalográficas preferenciais nas chapas de alumínio analisadas.

As informações contidas no PDF<sup>®</sup> dizem respeito ao material na forma de pó, ou seja, isento de textura. Desta forma, ao se comparar as informações de intensidade de difração do PDF<sup>®</sup> com a intensidade de difração obtida, por exemplo, nas chapas laminadas do mesmo material, a variação de intensidade de cada pico pode revelar a presença ou não de textura no material laminado.

Na Figura 4.4, são destacadas no PDF<sup>®</sup> 04-0787 (1953) as coordenadas dos picos de difração identificados nas chapas Al 5052-O, H32 e H34 por meio de DRX.

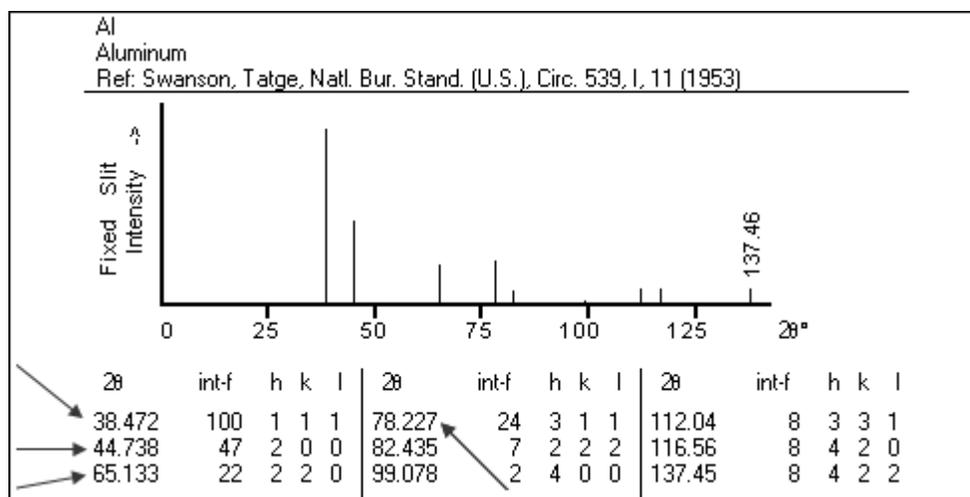


Figura 4.4: PDF<sup>®</sup> 04-0787 (1953) para a liga o Alumínio.

Comparando os resultados de DRX apresentados na Figura 4.3 com o PDF<sup>®</sup> 04-0787 (1953), na Figura 4.4, foi identificado que os picos de maior intensidade que se destacaram nas chapas Al 5052-O, H32 e H34 (Figura 4.3) encontram-se próximos a  $2\theta$  igual a  $38^\circ$ ,  $44^\circ$ ,  $65^\circ$  e  $78^\circ$  e correspondem, respectivamente, aos planos cristalográficos (111), (200), (220) e (311).

A partir das Equações 2.2 e 2.3, apresentadas no Capítulo 2, item 2.6.1, foi determinado o coeficiente de texturização,  $C_i$ , ou grau de orientação do material, com os desvios padrão,  $\sigma$ . Os resultados estão apresentados na Tabela 4.1, com os respectivos planos predominantes caracterizados nas chapas Al 5052 (O, H32 e H34).

Tabela 4.1: Planos predominantes e valores de  $C_i$  e  $\sigma$  para as chapas Al 5052 (O, H32 e H34).

<b>Chapa</b>	<b>Planos</b>	<b><math>C_i</math></b>	<b><math>\sigma</math></b>
Al 5052 – O	(200)	$C_{200} = 1,48$	0,50
	(220)	$C_{220} = 1,45$	
Al 5052-H32	(220)	$C_{220} = 2,03$	0,69
Al 5052-H34	(220)	$C_{220} = 2,41$	0,54

Na Tabela 4.1, são apresentados apenas os valores de  $C_i$  que foram superiores a 1 (um) e os valores de  $\sigma$  maiores que zero, que são as condições necessárias para indicar uma dada direção cristalográfica como predominante em um material (BARRET e MASSALSKI, 1980 *apud* SABINO, 2007).

De acordo com os resultados da Tabela 4.1, observa-se que o material Al 5052-O apresentou dois planos cristalográficos preferenciais, (200) e (220), com coeficientes de texturização nesses planos de 1,48 e 1,45 respectivamente, com  $\sigma$  de 0,5. Esses valores de  $C_i$ , quando comparados ao  $C_i$  dos demais materiais (H32 e H34), sugerem que o material Al 5052-O apresenta uma textura de intensidade inferior aos outros dois, ou apenas uma tendência de orientação nos planos (200) e (220).

Já o material Al 5052-H32, apresentou uma evolução da textura em relação ao material Al 5052-O, prevalecendo o plano (220), com respectiva intensificação do coeficiente de texturização ( $C_i$ ) nesse plano, que aumentou para 2,03, como mostrado na Tabela 4.1. Esse resultado indica que o material Al 5052-H32 apresenta textura, com direção cristalográfica preferencial no plano (220).

Na Tabela 4.1, observou-se também que a predominância do plano (220) intensificou-se ainda mais na chapa Al 5052-H34, com um coeficiente de texturização de 2,41. Esse resultado demonstra que a chapa Al 5052-H34 encontra-se com uma texturização maior que a chapa Al 5052-H32, com direção cristalográfica preferencial também no plano (220).

Quanto ao plano (200), este só apresentou alguma predominância na chapa sem encruamento (Al 5052-O), ou seja, no estado recozido. Para as têmperas H32 e H34, o coeficiente de texturização referente ao plano (200) foi reduzido para valores inferiores a 1 (um), descaracterizando o plano (200) como preferencial nesses dois materiais (CRUZ *et al.*, 2001).

Em suma, com os resultados obtidos com a difração de raios x foi possível identificar que as chapas Al 5052-O, Al 5052-H32 e Al 5052-H34, adotadas neste trabalho, apresentaram textura cristalográfica e que essa textura sofreu uma intensificação em função do grau de encruamento do material devido ao processo de laminação. Os resultados mostraram que o material de têmpera H34 apresentou-se mais texturizado que os demais e o H32 mais texturizado que o material O. Essa diferença de intensidade nas texturas é compatível com a condição de grau de laminação de cada material, onde o material H34 apresenta um fator de encruamento maior que o material H32 e o material o Al 5052-O apresenta uma microestrutura recristalizada após laminação.

#### **4.4 Simulação do ciclo térmico para a otimização do tamanho dos CP's**

O critério adotado para definir as dimensões dos corpos de prova para se efetuar a soldagem foi que essas dimensões possibilitassem a ocorrência do maior gradiente possível de temperatura durante a soldagem e, consecutivamente, provocar distorções (RADAJ, 1992).

Um corpo de prova de dimensões reduzidas, especialmente a largura do CP, atingiria rapidamente uma elevada temperatura, prevalecendo uma distribuição uniforme de calor em todo o CP e reduziria a ocorrência de gradiente de temperatura (FASSANI, 2001).

Uma distribuição uniforme de temperatura no corpo de prova atuaria como um tratamento térmico de alívio de tensões, reduzindo o surgimento de distorções no CP. Segundo a literatura

(CHUMSKI e ZANGRANDI, 2006), temperaturas próximas de 150°C são suficientes para promover alívio de tensões em chapas de alumínio Al 5052-H32, quando mantidas nessa temperatura por longos períodos de tempo, da ordem de 3 a 4 horas, o que não ocorre na soldagem, onde o tempo de permanência nessa faixa de temperaturas é muito curto quando comparado com os tratamentos térmicos.

Baseado nisso, para determinar a largura dos corpos de prova, adotou-se como critério que a temperatura nas extremidades da chapa não atingisse 150°C, conforme já mencionado no item 3.5.2, de modo a garantir um gradiente de temperatura na chapa durante o resfriamento após a soldagem e evitar quaisquer ocorrências de alívios de tensões e consecutiva redução das distorções objeto de estudo deste trabalho.

Outro critério adotado foi garantir que os corpos de prova se deformassem sem restrições e que o gradiente de temperatura gerado pela solda não sofresse qualquer interferência da bancada de trabalho, por consequência da extração de calor do CP pela bancada. Para isso, os CP's foram fixados conforme ilustrado na Figura 3.2, descrito no Capítulo 3, item 3.5.

A largura do CP foi determinada de duas formas: através da simulação numérica do ciclo térmico da soldagem com o software ANSYS® e experimentalmente, através da medição das temperaturas no CP durante a soldagem. O procedimento para otimização das dimensões do CP está descrito no item 3.5.2.

Como também citado no item 3.5.2, para o comprimento dos CP's, foi adotado o valor de 200 mm, que foi definido com base na experiência obtida em trabalhos anteriores pelo grupo de pesquisa (FRAGA, LIBÓRIO e TREVISAN, 2008).

Na Figura 4.5, é apresentado um gráfico comparando os ciclos térmicos da simulação numérica e do experimental. Nessa figura, pode-se verificar as temperaturas calculadas numericamente e medidas experimentalmente, a fim de comprovar que os critérios de temperatura estabelecidos foram contemplados.

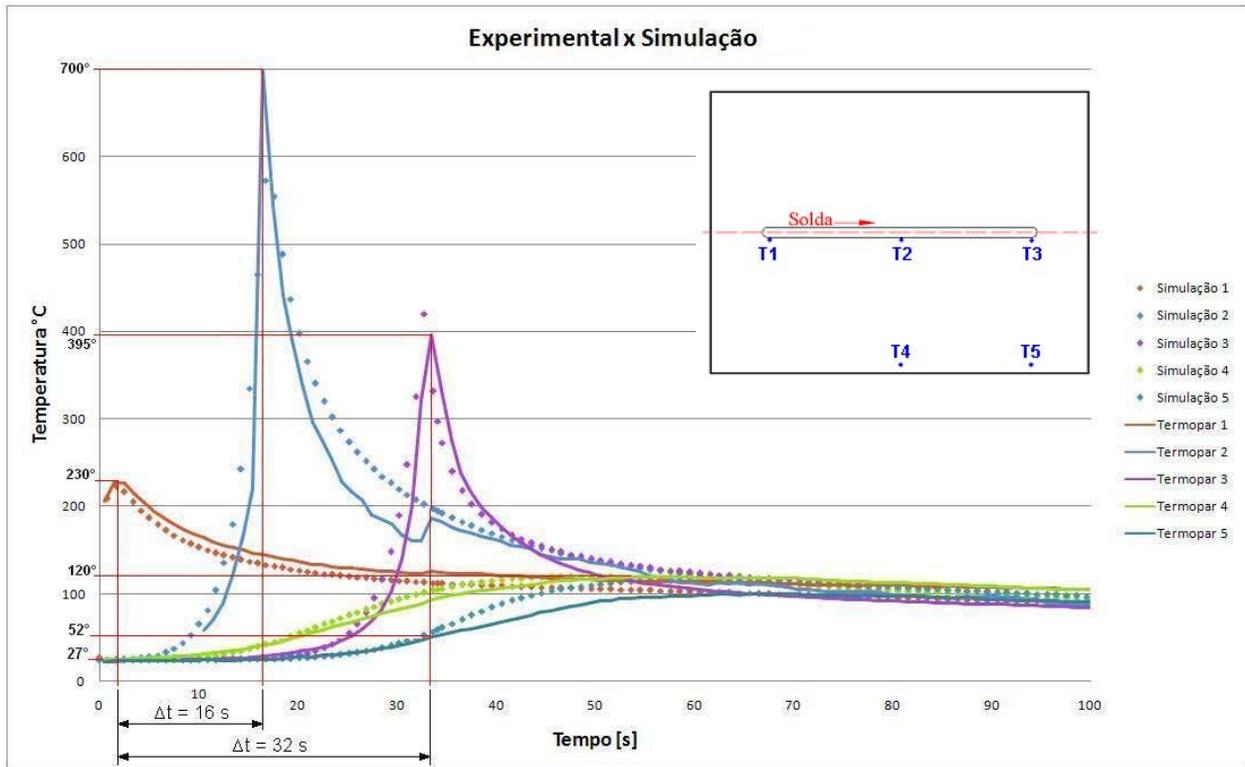


Figura 4.5: Ciclos térmicos da simulação numérica e do experimental.

Na Figura 4.5, comparando-se os ciclos térmicos medidos experimentalmente (linhas cheias) com os ciclos térmicos obtidos na simulação numérica (linhas pontilhadas), observa-se que os resultados experimentais apresentaram uma boa concordância com os resultados da simulação. Esses resultados confirmam que o modelamento numérico desenvolvido com a utilização do ANSYS<sup>®</sup> mostrou-se eficaz na otimização do tamanho do corpo de prova.

No procedimento experimental, observou-se, logo após a soldagem, que o termopar  $T_2$  ficou localizado dentro da linha de fusão, justificando o pico de temperatura de 700 °C, acima da temperatura de fusão do material.

Observando-se os ciclos de temperatura ilustrados na Figura 4.5, o pico de temperatura de 700 °C registrado na linha azul (simulação/termopar 2), representa o instante em que o arco voltaico encontrava-se no centro do CP. Nesse mesmo instante, a temperatura na borda do CP paralela a esse ponto, registrada na linha verde claro (simulação/termopar 4) a um  $\Delta t$  de 16s,

encontrava-se a 40°. Na Figura 3.8, é apresentada a localização dos termopares no corpo de prova.

Ainda na Figura 4.5, no instante final da soldagem, indicado pelo pico de temperatura de 395 °C registrado na linha lilás (simulação/termopar 3), a temperatura registrada na borda paralela a esse ponto foi de 52°, registrado na linha lilás (simulação/termopar 3), a um  $\Delta t$  de 32 s.

Os termopares  $T_1$  e  $T_3$  foram utilizados apenas para registrar o instante de início e de final da soldagem. O intervalo de tempo medido entre o pico de temperatura do termopar  $T_1$  e do termopar  $T_3$  foi de 32 s, que está compatível com intervalo de tempo de soldagem utilizado na simulação, que foi de 33,6 s.

Os resultados de temperatura registrados pelos termopares mostram que o tamanho do corpo de prova, de 200 mm de comprimento por 150 mm de largura, atendeu perfeitamente às condições estabelecidas inicialmente, de ter-se uma temperatura na borda do CP próxima à temperatura ambiente durante o processo de soldagem e, consecutivamente, de possibilitar o maior gradiente de temperatura possível no CP, necessário para o surgimento de tensões residuais e distorções.

Na Figura 4.6, é ilustrada a distribuição de temperatura na chapa para o instante final da soldagem, obtida através de simulação numérica. Pode-se observar na Figura 4.6 que, no instante final da soldagem, a temperatura na borda do CP não ultrapassou o valor de 120 °C, conforme indicado na Figura 4.5, atendendo as condições iniciais estabelecidas para o modelamento do problema de distribuição de calor.

A partir dessa simulação numérica e do procedimento experimental de soldagem para a medição das temperaturas, chegou-se ao valor de 150 mm para a largura do corpo de prova e, como já mencionado, o valor do comprimento dos CP's foi de 200mm.

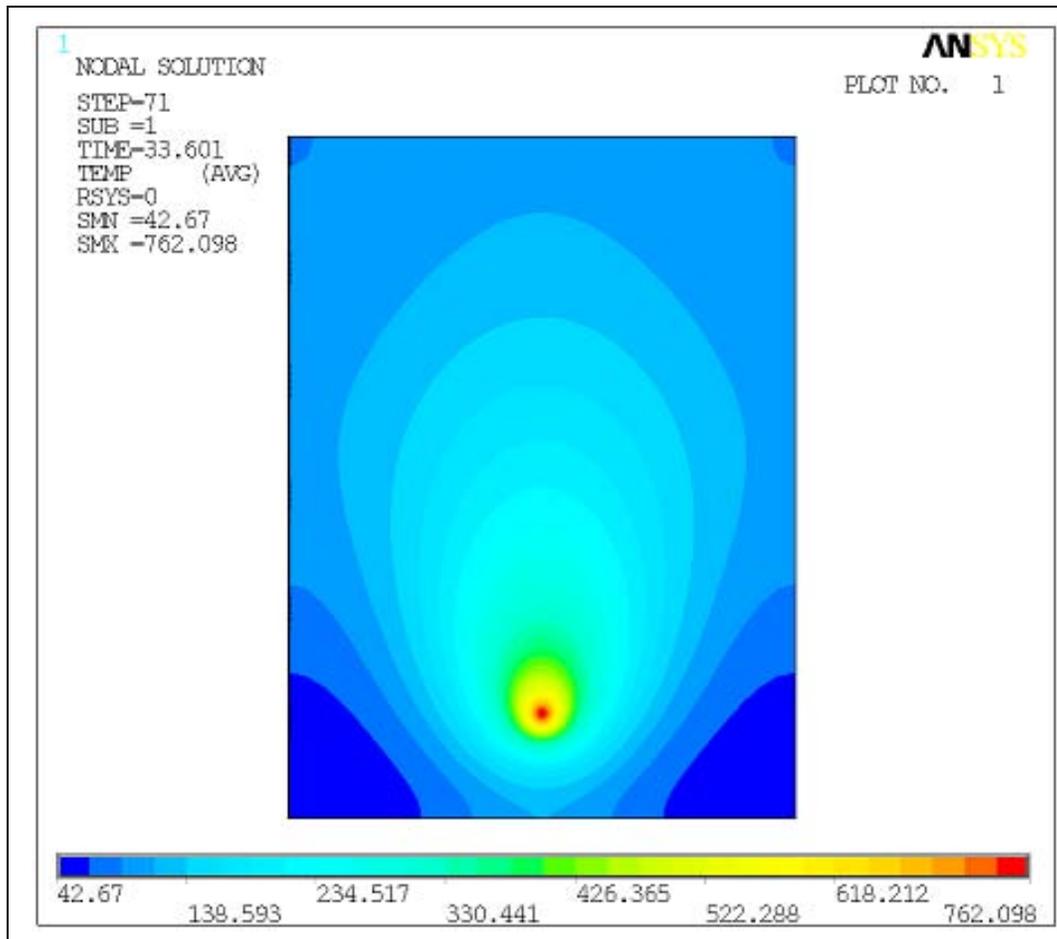


Figura 4.6: Instante final da soldagem,  $t = 33,6s$  (c).

#### 4.5 Perfil de Temperatura ao Longo da Largura da ZAC

O perfil de temperatura ao longo da largura da ZAC foi obtido no processo de simulação numérica. Essa informação foi utilizada para se determinar a temperatura que definiu a formação de ZAC no final da largura da ZAC de cada um dos materiais (Al 5052-O, H32 e H34).

Pode-se obter um perfil de temperatura máxima na chapa com a simulação numérica, registrando-se a maior temperatura atingida em cada um dos nós compreendidos sobre uma linha, como a linha vermelha, destacada na Figura 4.7.

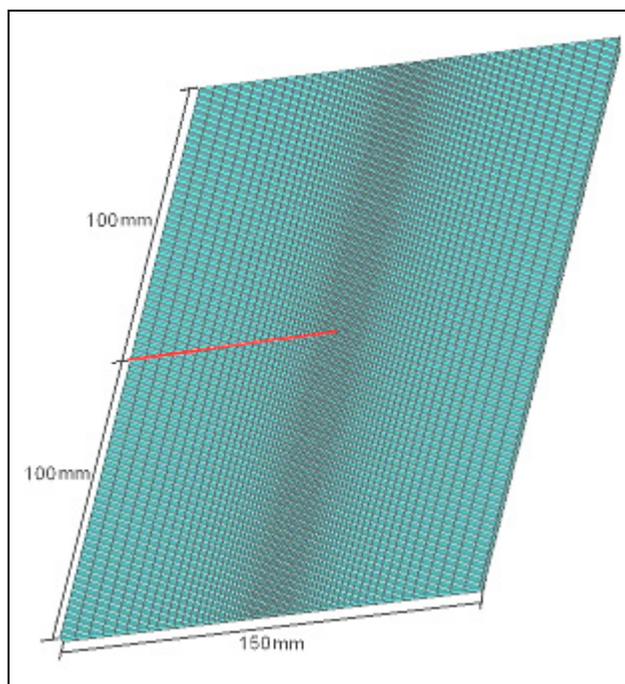


Figura 4.7: Malha representativa do CP na simulação em ANSYS, com a linha (em vermelho) sobre a qual foram medidas as temperaturas máximas ao longo da ZAC.

Na Figura 4.7, a linha vermelha localiza-se perpendicular à região do cordão de solda, do centro à borda da chapa. O perfil de temperatura registrado compreende as temperaturas máximas ao longo das regiões do metal de solda, da ZAC e do metal base.

Na Figura 4.8 (a), é apresentado o diagrama de fases parcial da liga Al-Mg. Na Figura 4.8 (b), é apresentado um gráfico de temperatura versus distância do centro da chapa. A curva no gráfico representa o trecho inicial do perfil de temperatura máxima que compreende a região da ZAC. O diagrama de fases foi utilizado para identificar, no gráfico da Figura 4.8 (b), a temperatura máxima no início da ZAC, ou seja, ao lado da linha de fusão do metal de solda.

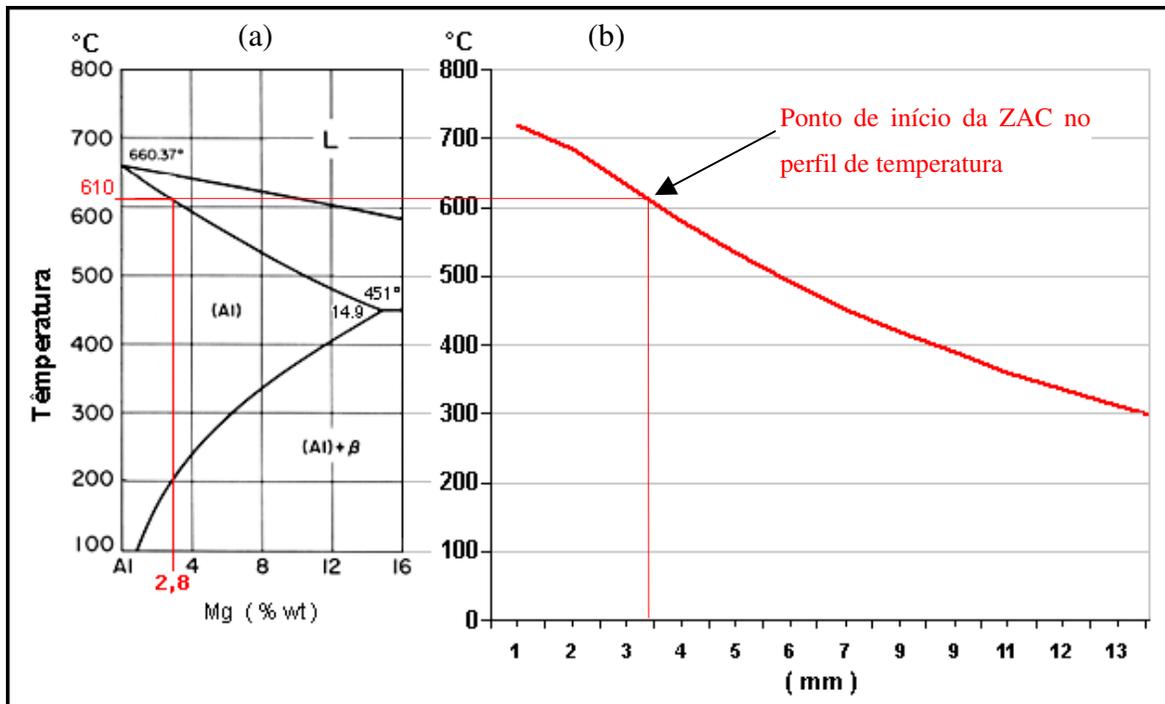


Figura 4.8: Diagrama de fase da liga Al-MG (a) e perfil de temperatura simulada ao longo da ZAC (b)

Como pode ser observado na Figura 4.8, o gráfico do perfil de temperatura foi gerado com a escala de temperatura na mesma proporção da escala de temperatura do diagrama de fases, de modo a poder-se fazer uma correlação de temperaturas entre o diagrama e o gráfico e, assim, identificar o ponto de início da ZAC no perfil de temperatura.

O início da ZAC corresponde à região mais próxima da linha de fusão do metal de solda, que é parte do metal base que não fundiu durante a soldagem, mas que chegou à iminência dessa condição. Desta forma, a temperatura de início da ZAC é definida no diagrama de fases, Figura 4.8 (a), como sendo 610 °C, que é a temperatura que toca a linha *Solidus* para a quantidade de 2,8% de magnésio, que é a composição de Mg para a liga Al 5052.

Com base nessas informações, foi possível identificar no perfil de temperatura máxima, o ponto de início da ZAC e, assim, determinar posteriormente as temperaturas ao longo da largura da ZAC, inclusive a temperatura máxima em que ocorreu recristalização (no final da ZAC) em cada uma das chapas estudadas aqui.



## Capítulo 5

### Resultados e Discussões

Neste capítulo, são apresentados e discutidos os resultados que foram obtidos com a medição das distorções causadas pela soldagem, largura da ZAC, tamanho de grão na ZAC e os resultados obtidos com as análises de Difração de Elétrons Retroespalhados - EBSD (*Electron Back-Scattering Diffraction*), que consistiram da avaliação da fração de material recristalizado e material deformado na ZAC e no metal de base (MB), e da avaliação de textura no MB.

#### 5.1 Avaliação das Distorções

A avaliação das distorções teve como objetivo correlacionar o grau de encruamento e direção de laminação do material com a quantidade de distorção causada pela soldagem. Foram avaliadas duas variáveis de influência: a têmpera, variada em três níveis (O, H32 e H34); e a direção de soldagem em relação ao sentido de laminação, variada em dois níveis (soldagem paralela à laminação e perpendicular à laminação). Estas duas variáveis, com os respectivos níveis, geraram seis condições de ensaio.

As distorções causadas pela soldagem foram medidas e avaliadas a partir do modelo desenvolvido neste trabalho. Esse modelo consistiu em ajustar, a superfície dos corpos de prova, perfis parabólicos que correspondem à distorção transversal e longitudinal, causadas pela soldagem. A partir desses perfis parabólicos, foram obtidos os coeficientes utilizados para quantificar a distorção gerada pela soldagem em cada corpo de prova: o coeficiente de distorção transversal e o coeficiente de distorção longitudinal. O procedimento adotado nesse modelo é descrito no Capítulo 3, item 3.7.

Para um melhor entendimento a respeito da avaliação que foi feita sobre as distorções geradas pela soldagem, os resultados da medição da distorção transversal e da distorção longitudinal são apresentados separadamente.

### 5.1.1 Distorção Transversal

A distorção transversal foi expressa quantitativamente por meio do “coeficiente de distorção transversal”, usado para avaliar as variáveis de influência: temperatura, variada em três níveis (O, H32 e H34); e a direção de soldagem, variada em dois níveis (paralela à laminação e perpendicular à laminação). Na Figura 5.1, é ilustrada a distorção transversal causada pela soldagem em um corpo de prova.

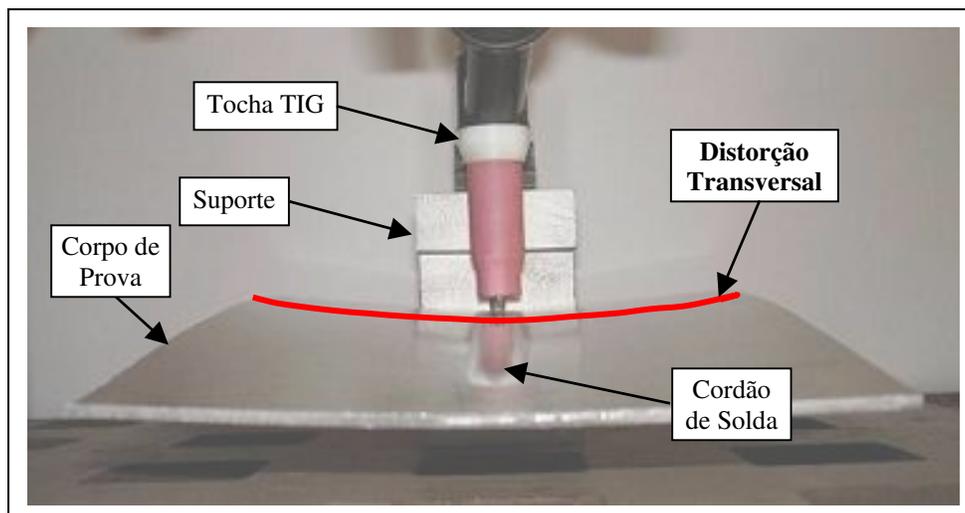


Figura 5.1: Distorção transversal causada pela soldagem.

A distorção transversal é caracterizada pela deflexão que ocorre transversalmente ao cordão de solda. Na Figura 5.1, a distorção transversal, enfatizada em vermelho, pode ser identificada no corpo de prova logo após a soldagem. Na mesma figura, observa-se também o cordão de solda ao centro do CP.

A distorção transversal foi medida através do modelo desenvolvido neste trabalho, apresentada no item 3.7.2. Na Tabela 5.1, são apresentados os resultados da distorção transversal para as seis condições de ensaio que foram avaliadas. Os resultados correspondem à média do

coeficiente de distorção transversal para cada condição, com os respectivos desvios-padrão entre parênteses.

Tabela 5.1: Resultados de distorção medidos após a soldagem, expressos através do coeficiente de distorção transversal.

<b>Coeficiente de Distorção Transversal</b>		
<b>Têmpera</b>	<b>Direção de soldagem em relação à laminação</b>	
	<b>Paralela</b>	<b>Perpendicular</b>
<b>O</b>	<b>4,4</b> ( $\pm 0,3$ )	<b>4,2</b> ( $\pm 1,5$ )
<b>H32</b>	<b>5,3</b> ( $\pm 0,9$ )	<b>5,0</b> ( $\pm 1,6$ )
<b>H34</b>	<b>5,5</b> ( $\pm 0,1$ )	<b>4,9</b> ( $\pm 0,5$ )

Na Tabela 5.1, a variação da distorção transversal entre as têmperas O, H32 e H34, pode ser comparada confrontando os resultados entre a primeira, segunda e terceira linhas. Observa-se que a distorção transversal se eleva em função do aumento do encruamento. Na mesma tabela, a variação da distorção transversal em função da direção de soldagem pode ser comparada confrontando, respectivamente, a primeira coluna com a segunda coluna. Verifica-se que a distorção transversal foi maior com a direção de soldagem paralela ao sentido de laminação. Para uma melhor compreensão dos resultados, as informações contidas na Tabela 5.1 estão ilustradas na Figura 5.2 e na Figura 5.3.

Na Figura 5.2, são ilustrados os resultados do coeficiente de distorção transversal em função da direção de soldagem para cada uma das chapas (a) Al 5052-O, (b) Al 5052-H32 e (c) Al 5052-H34. Na figura, são apresentadas as medias do coeficiente de distorção transversal para as condições com o cordão de solda Paralelo e Perpendicular ao sentido de laminação, com os respectivos desvios-padrão destacados através da barra de desvio para cada resultado.

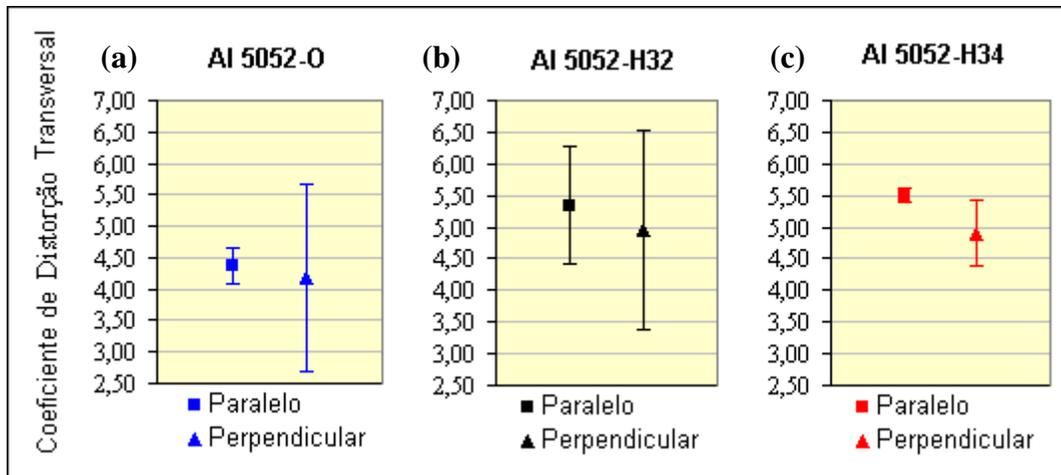


Figura 5.2: Coeficiente de distorção transversal. Comparação entre as direções de soldagem paralela e perpendicular à laminação para as chapas Al 5052-O (a), Al 5052-H32 (b) e Al 5052-H34 (c).

Na Figura 5.2, levando-se em consideração o elevado desvio padrão, pode-se afirmar que, os resultados apresentam apenas uma tendência para uma maior distorção transversal na soldagem executada paralela ao sentido de laminação das chapas.

Na Figura 5.3, os resultados do coeficiente de distorção transversal (Tabela 5.1) estão ilustrados em função da têmpera, em gráficos distintos para a direção de soldagem paralela à laminação (a) e para a direção de soldagem perpendicular à laminação (b).

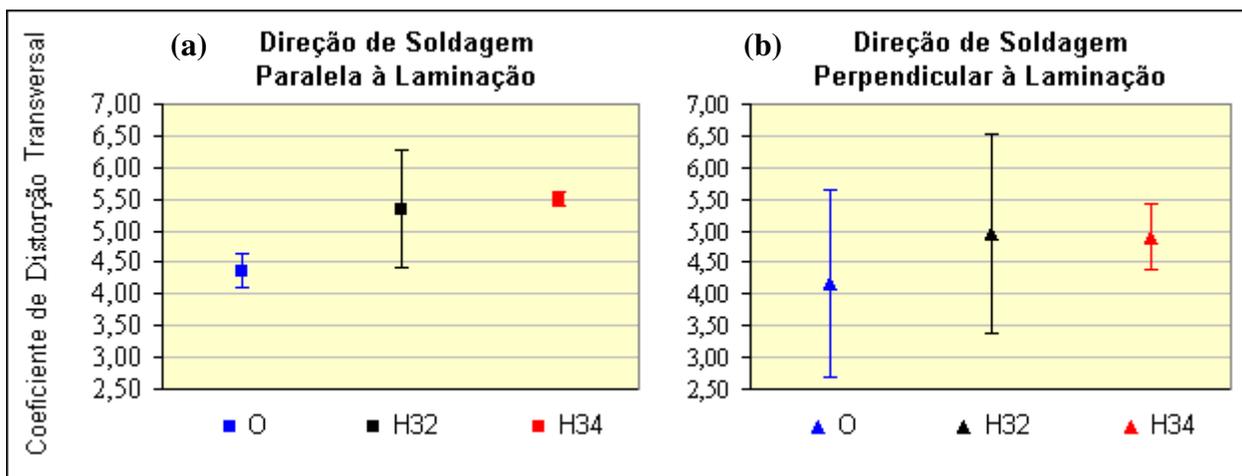


Figura 5.3: Coeficiente de distorção transversal. Comparação entre as têmperas O, H32 e H34, para as direções de soldagem paralela à laminação (a) e perpendicular à laminação (b).

Na Figura 5.3, considerando-se também o elevado desvio padrão, pode-se afirmar que houve apenas uma tendência no aumento do coeficiente de distorção transversal em função do maior grau de encruamento das chapas. Isso é observado em ambos os gráficos da Figura 5.3.

Além da comparação entre média dos resultados e desvios padrões, foi feito um teste de hipóteses para verificar se as variáveis têmpera e direção de soldagem realmente causaram influência sobre a distorção transversal, ou se houve somente uma tendência nesses resultados, como identificado na Figura 5.2 e na Figura 5.3.

O teste de hipóteses é uma avaliação estatística compreendida dentro do planejamento fatorial que delineou estes experimentos. Como descrito no Capítulo 3, item 3.10, o teste de hipóteses define se as variáveis têm ou não influência sobre a variável de resposta e se a interação entre as variáveis estudadas afeta ou não a variável de resposta (MONTGOMERY e RUNGER, 1996; RODRIGUES e IEMMA, 2005).

Baseado nos resultados dos coeficientes de distorção transversal, realizou-se o teste de hipóteses para verificar se as informações apresentadas na Tabela 5.1 são, de fato, estatisticamente iguais ou não. Os resultados obtidos com o teste de hipóteses, calculados para um nível de significância de 10%, estão apresentados no Capítulo 3, item 3.10. Esses resultados estão ilustrados na Figura 5.4.

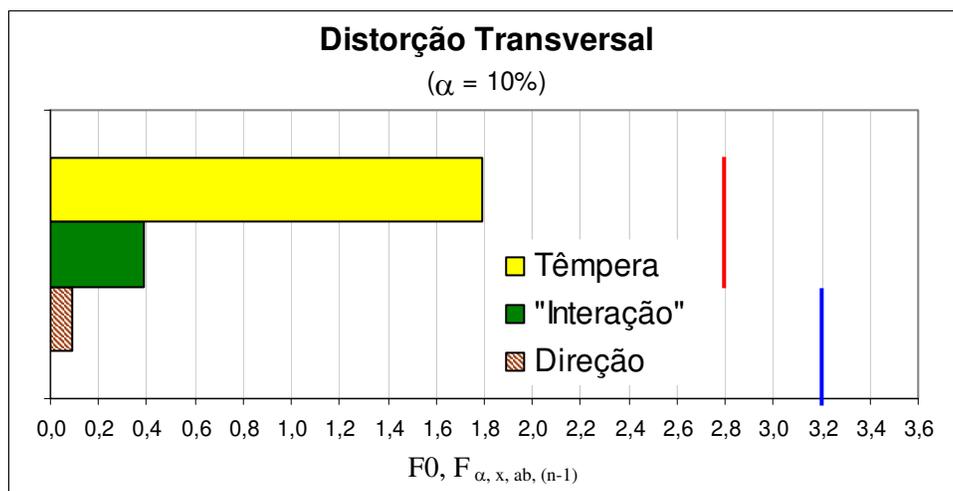


Figura 5.4: Resultado do teste de hipóteses para a distorção transversal.

Na Figura 5.4, as linhas vermelha e azul correspondem aos valores de  $F_{\alpha, x, ab, (n-1)}$  tabelados, considerando o  $\alpha$  de 10%. O fator de influência da variável direção de soldagem é representado por um valor  $F0 = 0,1$ , apresentando-se menor que  $F_{\alpha, x, ab, (n-1)} = 3,2$  (destacado pela linha azul), que é o valor de significância mínimo estimado para esta variável. Esse resultado demonstra que a direção de soldagem não causou influência estatisticamente significativa sobre a distorção transversal gerada pela soldagem.

Também pode ser observado na Figura 5.4 que o fator de influência da variável têmpera, representado por  $F0 = 1,8$  e o fator de influência da interação entre as duas variáveis, representado por  $F0 = 0,4$ , são menores que  $F_{\alpha, x, ab, (n-1)} = 2,8$  (linha vermelha), que é o valor de significância mínimo estimado para a variável têmpera e para a interação entre as variáveis. Esses resultados demonstram que a têmpera também não tem influência sobre as distorções transversais causadas pela soldagem, bem como a interação entre a têmpera e a direção de soldagem.

Fraga, Libório e Trevisan (2008), apesar de trabalhar com chapas de aço inoxidável, também observaram que não houve variação significativa na distorção transversal causada pela soldagem. Esses autores avaliaram a influência da direção de soldagem em relação ao sentido de laminação e a influência do tipo de laminação (a quente e a frio), sobre a quantidade de distorção gerada pela soldagem em corpos de prova de aço inoxidável AISI 304, de 2mm de espessura.

O resultado do teste de hipóteses revelou que as variáveis têmpera e direção de soldagem não têm influência estatisticamente significativa sobre a variável de resposta (distorção transversal). Este resultado evidenciou que houve apenas uma tendência à uma maior distorção transversal com a soldagem paralela à direção de laminação das chapas (Figura 5.2) e com o aumento da têmpera (encruamento) das chapas (Figura 5.3).

### **5.1.2 Distorção Longitudinal**

A distorção longitudinal, ou seja, a deflexão que ocorre paralelamente ao comprimento do cordão de solda, é o outro parâmetro adotado como variável de resposta para avaliar as deformações causadas pelo processo de soldagem, através do “coeficiente de distorção

longitudinal”. Na Figura 5.5, é ilustrada a distorção longitudinal, enfatizada em vermelho, causada pela soldagem em um corpo de prova.

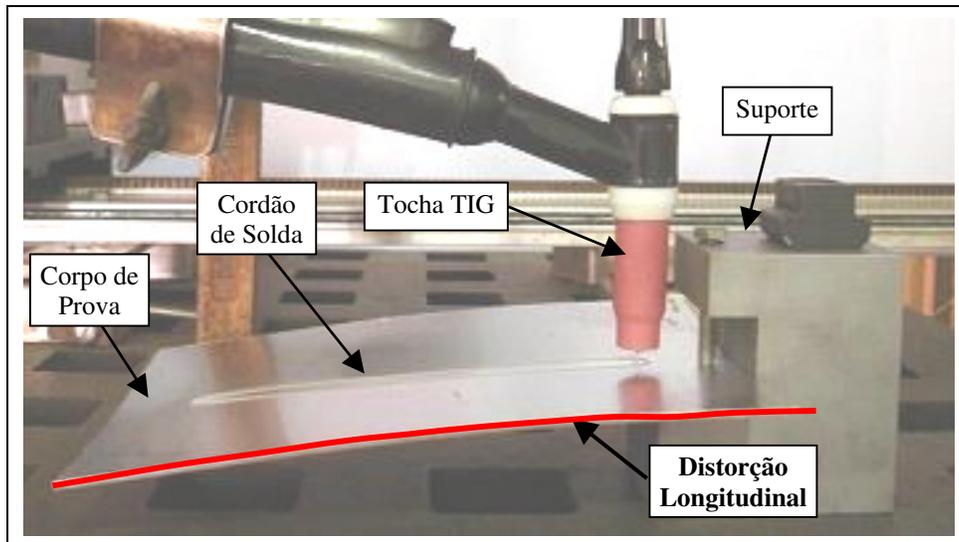


Figura 5.5: Distorção longitudinal causada pela soldagem.

O coeficiente de distorção longitudinal foi determinado através do modelo desenvolvido neste trabalho, apresentada no item 3.7. Na Tabela 5.2, são apresentados os resultados da distorção longitudinal para as seis condições de ensaio, derivadas da combinação entre as duas variáveis avaliadas (têmpera x direção de soldagem). Os resultados correspondem à média do coeficiente de distorção longitudinal para cada condição, com os respectivos desvios-padrão entre parênteses.

Tabela 5.2: Resultados de distorção medidos após a soldagem, expressos através do coeficiente de distorção longitudinal.

<b>Coeficiente de Distorção Longitudinal</b>		
<b>Têmpera</b>	<b>Direção de soldagem em relação à laminação</b>	
	<b>Paralela</b>	<b>Perpendicular</b>
<b>O</b>	<b>0,25</b> ( $\pm 0,02$ )	<b>0,23</b> ( $\pm 0,03$ )
<b>H32</b>	<b>0,33</b> ( $\pm 0,05$ )	<b>0,27</b> ( $\pm 0,03$ )
<b>H34</b>	<b>0,37</b> ( $\pm 0,01$ )	<b>0,32</b> ( $\pm 0,02$ )

Para avaliar a influência da têmpera sobre o grau de distorção causado pela soldagem, a análise dos dados da Tabela 5.2 é feita comparando-se os resultados entre as têmperas O, H32 e H34 nas duas colunas. Por meio dessa comparação, observa-se que quanto maior o grau de encruamento (têmpera) do material, maior é a distorção longitudinal causada pela soldagem.

O comportamento do coeficiente de distorção longitudinal em função da têmpera pode ser melhor observado na Figura 5.6. Os resultados estão ilustrados em gráficos distintos para a direção de soldagem paralela à laminação (a) e perpendicular à laminação (b).

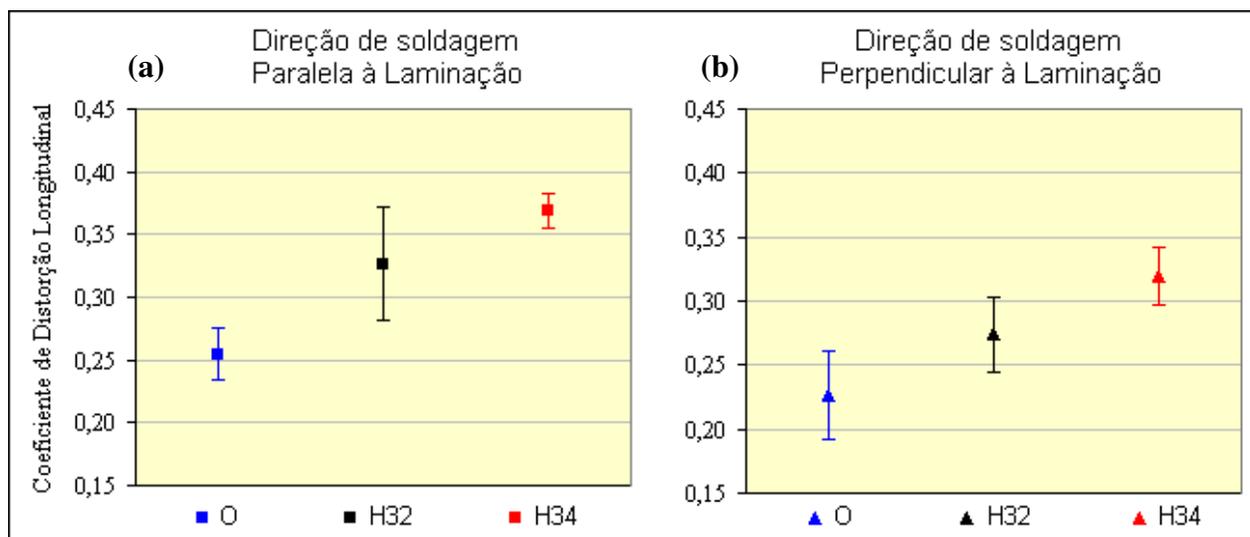


Figura 5.6: Coeficiente de distorção longitudinal. Comparação entre as têmperas (O, H32 e H34) para as direções de soldagem paralela (a) e perpendicular (b) à laminação.

Na Figura 5.6, comparando-se apenas o valor médio do coeficiente de distorção longitudinal em cada um dos gráficos para as direções de soldagem paralela à laminação (a) e perpendicular à laminação (b), observa-se que a distorção longitudinal apresenta uma tendência de crescimento à medida que se aumenta a têmpera da chapa.

Essa mesma tendência da distorção longitudinal, de apresentar maior distorção para têmperas mais elevadas, também foi observada na medição da distorção transversal (Figura 5.3), indicando que, de um modo geral, a distorção devido à soldagem do material tem o mesmo comportamento, que é de apresentar maiores distorções à medida que o material encontra-se mais encruado, ou seja, com um grau de laminação maior.

Observando-se novamente a Tabela 5.2, a comparação entre a segunda coluna e a terceira coluna desta tabela possibilita analisar a influência da direção de soldagem sobre o grau de distorção longitudinal causado pela solda. Comparando-se essas duas colunas, verifica-se que os resultados do coeficiente de distorção longitudinal foram maiores para a direção de soldagem paralela à laminação (na segunda coluna) do que os resultados para a direção de soldagem perpendicular à laminação (na terceira coluna), especialmente para as têmperas H32 e H34. Já para a têmpera O, considerando os desvios padrão, os resultados se mostraram muito próximos em relação às outras duas têmperas.

O comportamento do coeficiente de distorção longitudinal em função da direção de soldagem pode ser melhor observado na Figura 5.7. Os resultados estão ilustrados em gráficos distintos para as chapas Al 5052-O (a), Al 5052-H32 (b) e Al 5052-H34 (b).

Na Figura 5.7, comparando-se o valor médio do coeficiente de distorção longitudinal nos gráficos (a), (b) e (c), respectivamente para os materiais de têmperas O, H32 e H34, verifica-se uma tendência à maior distorção longitudinal dos CP's para a soldagem paralela à laminação, confirmando o comportamento observado na distorção transversal, ilustrada na Figura 5.2.

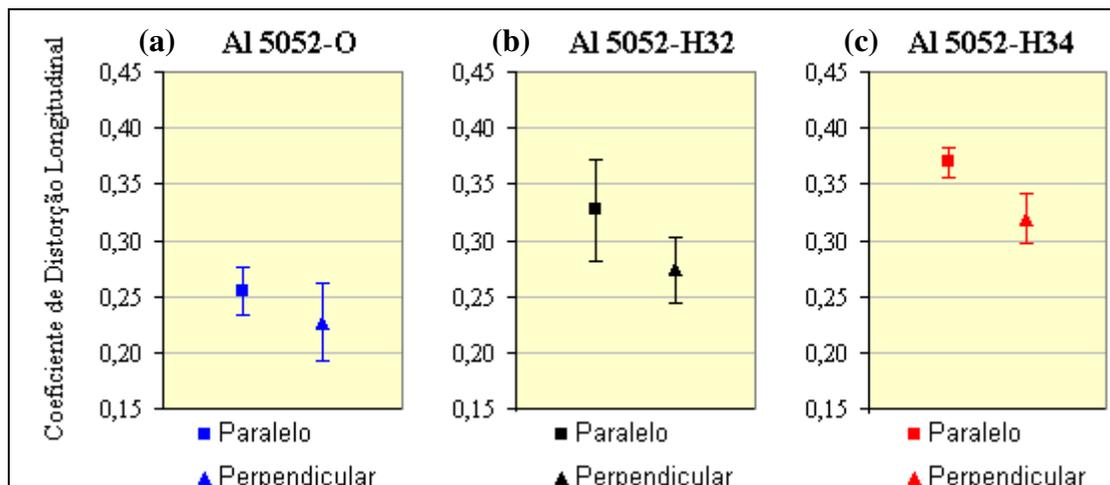


Figura 5.7: Coeficiente de distorção longitudinal. Comparação entre as direções de soldagem paralela e perpendicular à laminação para as chapas Al 5052-O (a), Al 5052-H32 (b) e Al 5052-H34 (c).

Para confirmar a influência da têmpera, observada na Figura 5.6, e a influência da dire o de soldagem, na Figura 5.7, as informa es do coeficiente de distor o longitudinal, apresentadas na Tabela 5.2, foram avaliadas estatisticamente através do teste de hipóteses. Na Figura 5.8, estão apresentados os resultados do teste de hipóteses para a avalia o da distor o longitudinal, calculados para um nível de significância de 10%.

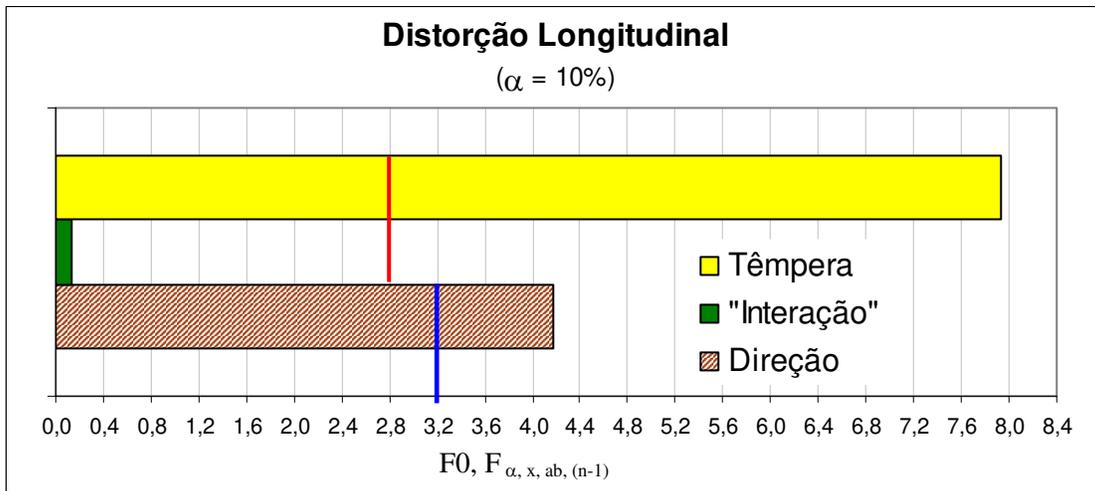


Figura 5.8: Resultado do teste de hipóteses para a distor o longitudinal.

Informa es sobre o cálculo do fator de influência  $FO$  e do valor de significância  $F_{\alpha, x, ab, (n-1)}$  estão descritos no Capítulo 3, item 3.10.

Na Figura 5.8, a linha vermelha e a linha azul correspondem aos valores tabelados de  $F_{\alpha, x, ab, (n-1)}$ , considerando um nível de significância  $\alpha$  de 10%. O fator de influência da variável dire o de soldagem   representado por um valor  $FO = 4,2$ . Este valor   maior que  $F_{\alpha, x, ab, (n-1)} = 3,2$  (indicado pela linha azul), que   o valor mínimo de significância estimado para esta variável. Esse resultado demonstra que, estatisticamente, a dire o de soldagem tem influência sobre as distor es longitudinais causadas pela soldagem.

Na Figura 5.8, pode ser visto que o fator de influência da variável têmpera apresenta um valor  $FO = 7,9$ . Este valor   maior que o nível de significância mínimo estimado para esta variável,  $F_{\alpha, x, ab, (n-1)} = 2,8$  (indicado pela linha vermelha). Esse resultado demonstra que a têmpera, ou grau de encruamento do material, têm também influência estatisticamente significativa sobre as distor es longitudinais causadas pela soldagem.

Os resultados do teste de hipóteses para a têmpera e para a direção de soldagem permitem ainda fazer uma comparação qualitativa entre estas duas variáveis. É possível afirmar que a variável têmpera é expressivamente mais relevante sobre as deformações causadas pela solda do que a variável direção de soldagem. Isto pode ser percebido na Figura 5.8, comparando-se o valor  $F_0$  dessas variáveis.

Com o teste de hipóteses, também foi possível verificar que não há interação entre as variáveis têmpera e direção de soldagem, uma vez que o fator de influência apresenta  $F_0 = 0,1$ , que é bastante inferior ao valor de significância de  $F_{\alpha, x, ab.(n-1)} = 2,8$ , estimado para haver interação entre essas variáveis. Esse resultado demonstra que uma variável não altera o sentido da influência da outra variável sobre as distorções.

Complementar ao teste de hipóteses, foi feita uma análise individual de comparação de médias para os resultados da Figura 5.7, uma vez que os resultados para a têmpera O, na comparação entre as direções de soldagem paralela e perpendicular (Figura 5.7-a), se apresentaram muito próximos em relação às demais têmperas (H32 e H34). Essa análise objetivou verificar se as médias entre as direções de soldagem paralela e perpendicular ao sentido de laminação, apresentadas na Figura 5.7, são estatisticamente iguais ou diferentes.

Essa avaliação mostrou que a têmpera O apresentou médias estatisticamente iguais para a comparação entre as direções de soldagem paralela e perpendicular à laminação. A avaliação das médias também mostrou que as têmperas H32 e H34 apresentaram médias estatisticamente diferentes entre as direções de soldagem paralela e perpendicular à laminação.

A análise das distorções da soldagem, através da avaliação estatística do coeficiente de distorção longitudinal, permitiu concluir que a têmpera e a direção de soldagem são variáveis de influência estatisticamente significativa sobre as distorções longitudinais.

A avaliação estatística também possibilitou afirmar que a distorção devido à soldagem aumentou com o aumento do grau de encruamento do material (têmpera). Também possibilitou afirmar que a soldagem paralela ao sentido de laminação da chapa provocou uma maior distorção dos corpos de prova em relação à soldagem perpendicular à laminação, para os corpos de prova

obtidos dos materiais de têmpera H32 e H34. Os CP's de têmpera O apresentaram quantidade de distorção estatisticamente igual nas soldagens paralela e perpendicular à laminação.

É importante ressaltar que não se encontrou nenhum trabalho na literatura identificando a influência do grau de encruamento ou a direção de soldagem em relação ao sentido de laminação como variável de influência sobre as distorções causadas pela soldagem.

No que se refere à avaliação de distorções, observa-se na literatura que a medição de distorções é um procedimento usual para o controle destas. Em Radaj (2002), é apresentado um apanhado sobre os métodos de medição de distorções em soldagem de chapas. Esses métodos consistem em medir quantidade de deflexão, distorção angular ou encolhimento longitudinal provocados pela soldagem. Vários trabalhos encontrados na literatura utilizaram essas técnicas de medição no intuito de minimizar e controlar distorções (KONKOL e MRUCZEK, 2007; MIRANDA e BRACARENSE, 2007 e DENG, LIANG e MURAKAWA, 2007). Esses autores identificaram a influência de diversas variáveis na soldagem em chapas, tais como: a influência de processos de soldagem distintos sobre a deflexão; a influência de diferentes condições de resfriamento do cordão de solda sobre as distorções angulares; a influência de diferentes espessuras sobre as distorções angulares; e a influência de diferentes tipos de junta também sobre as distorções angulares. No entanto, foi observado que as técnicas utilizadas nesses trabalhos permitem apenas uma avaliação qualitativa das variáveis de influência investigadas, por não permitirem um controle estatístico.

Dentre as técnicas de medição de distorções, o presente trabalho configura-se como uma nova contribuição para o controle de distorções, destacando-se como um modelo para avaliação quantitativa, com confiabilidade estatística, na análise de variáveis de influência sobre as distorções, particularmente através do coeficiente de distorção longitudinal.

## **5.2 Análises por Microscopia Ótica e por EBSD**

Objetivando explicar melhor os resultados obtidos a respeito da influência das variáveis têmpera e direção de soldagem sobre o comportamento da distorção causada pela solda, procedeu-se uma análise microestrutural do material.

Durante análises de microestrutura por microscopia ótica, observou-se que a largura da ZAC variou em função da têmpera do material (O, H32 e H34). Nessa análise, identificou-se, também, que a microestrutura da região da ZAC teve um comportamento diferente em função da têmpera das chapas. Deste modo, por meio de microscopia ótica, realizou-se a medição da largura da ZAC e a avaliação do tamanho de grão na região da ZAC de Crescimento de Grão (ZAC-CG) e na ZAC de Recristalização (ZAC-R). Essas regiões da ZAC, bem como o metal de base, também foram analisadas por EBSD (*Electron Back Scatter Diffraction*).

### 5.2.1 Medição da Largura da ZAC por Microscopia Ótica

É considerado consenso que a Zona Afetada pelo Calor - ZAC em alumínio é a região do metal base, iniciada a partir da linha de fusão do cordão de solda, que apresenta modificações microestruturais de crescimento de grão e recristalização, diferenciando-se do restante do metal base que não sofreu alterações de morfologia de grão devido ao aporte térmico da soldagem.

A medição da largura da ZAC foi realizada por meio de microscopia ótica. No item 3.8.1, é descrito o procedimento que foi utilizado para realizar essa medição. Na Tabela 5.3, estão apresentados os resultados das medições da largura da ZAC para as seis condições de ensaio que foram avaliadas. Na tabela, os resultados das medidas da ZAC são apresentados conjuntamente com os desvios-padrão entre parênteses. Os resultados são apresentados em função da têmpera do material e da direção de soldagem em relação ao sentido de laminação.

Tabela 5.3: Largura da ZAC ( $\mu\text{m}$ ) em função da têmpera e da direção de soldagem.

Têmpera	Largura da ZAC ( $\mu\text{m}$ )	
	Direção de soldagem em relação à laminação	
	Paralela	Perpendicular
<b>O</b>	<b>1868</b> ( $\pm 659$ )	<b>2063</b> ( $\pm 508$ )
<b>H32</b>	<b>4084</b> ( $\pm 340$ )	<b>4055</b> ( $\pm 560$ )
<b>H34</b>	<b>7499</b> ( $\pm 452$ )	<b>7055</b> ( $\pm 565$ )

Como pode ser visto na Tabela 5.3, há um aumento da largura da ZAC com o aumento da têmpera da chapa, independente do sentido de laminação. Isso pode ser observado comparando os resultados entre as têmperas O, H32 e H34. A chapa H32 apresentou uma largura de ZAC cerca

de 100% maior que a da largura medida no material com têmpera O, enquanto que o material H34 apresentou uma largura de ZAC cerca de 80% maior que o material com a têmpera H32.

Analisando novamente os resultados da Tabela 5.3, ao comparar os resultados da segunda coluna com os da terceira coluna, foi identificado que a varia o da dire o de soldagem em rela o ao sentido de lamina o não influenciou o tamanho da ZAC. Ou seja, o aumento da largura da ZAC ocorreu em mesma quantidade para ambas as dire o de soldagem paralela e perpendicular   dire o de lamina o do material. Para uma melhor visualiza o, os resultados da Tabela 5.3 são estão ilustrados na Figura 5.9.

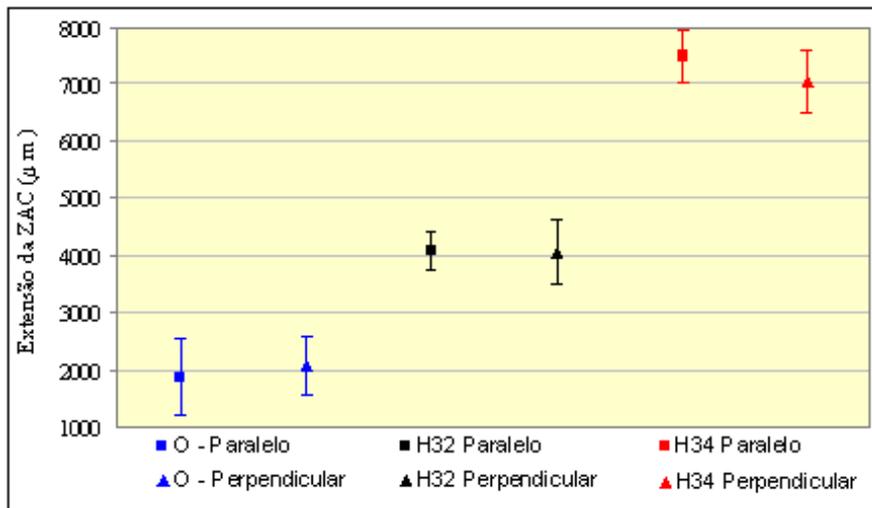


Figura 5.9: Varia o da largura da ZAC em fun o da têmpera e da dire o de soldagem.

Na Figura 5.9, tomando os desvios-padrão obtidos para cada uma das têmperas (O, H32 e H34), verifica-se que os resultados da soldagem paralela   lamina o são estatisticamente iguais aos da soldagem perpendicular   lamina o.

Na Figura 5.10, são resumidos os resultados da largura da ZAC e comparados com o perfil de temperatura máxima na ZAC, apresentado no Capítulo 4, item 4.5. Em (a), são apresentadas ilustra es exemplificando a morfologia dos gr os na ZAC para os materiais de têmperas O, H32 e H34. A Figura 5.10 (b) correlaciona largura da ZAC com a têmpera das chapas. Na Figura 5.10 (c),   apresentado o perfil de temperatura máxima na ZAC durante a soldagem. Este perfil de temperatura foi obtido a partir da simula o numérica com o programa ANSYS<sup>®</sup> (item 4.5).

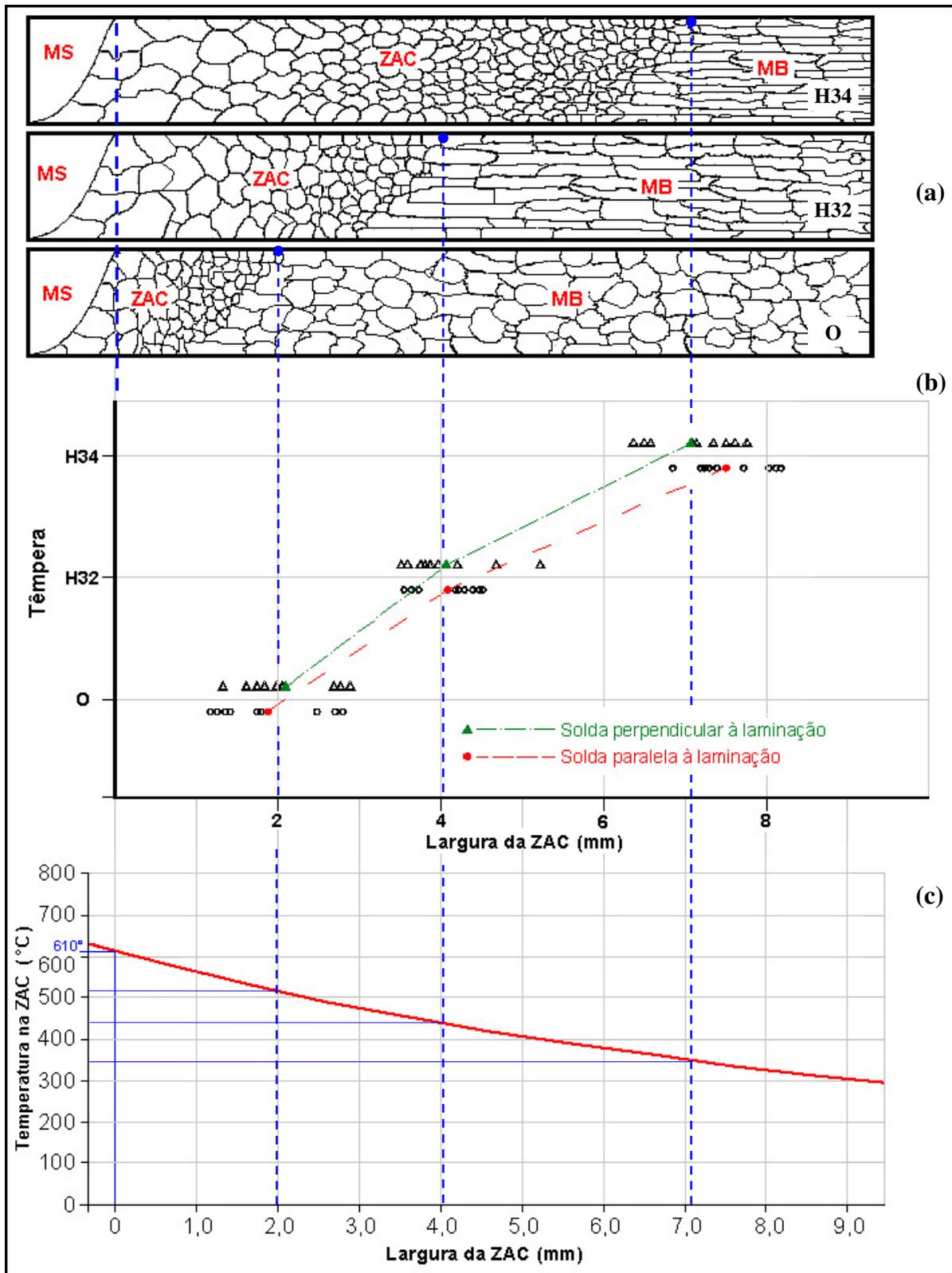


Figura 5.10: Síntese dos resultados obtidos na medição da largura da ZAC. (a) ilustração da ZAC para as têmeperas O, H32 e H34, (b) resultados da largura da ZAC em função da têmepera e (c) perfil de temperatura máxíma na ZAC.

Analisando-se o gráfico na Figura 5.10 (b), observa-se que o material com têmpera O apresentou a menor ZAC, com largura em torno de 2 mm, enquanto que o material com têmpera H34 apresentou a maior ZAC, em torno de 7,2 mm de largura e o material com têmpera H32 apresentou uma ZAC com largura intermediária entre as outras duas têmperas, cerca de 4 mm.

Esses resultados demonstram a influência que o grau de encruamento (têmpera) do material exerce sobre a quantidade de recristalização que pode ser promovida ao longo do material, para a formação da ZAC durante a soldagem. A relação que há entre formação da ZAC e grau de encruamento já é conhecida na literatura (EASTERLING, 1983), no entanto, não é quantificado na literatura a dimensão que a ZAC pode atingir em função de um determinado grau de encruamento, informação esta que foi obtida neste trabalho, conforme mostrado na Tabela 5.3 e ilustrado na Figura 5.10.

No gráfico do perfil de temperatura máxima na ZAC, Figura 5.10 (c), pode ser observada a diminuição da temperatura que define a formação da ZAC à medida que se distancia da linha de fusão do metal de solda. Nesse gráfico, é possível determinar a menor temperatura que gerou recristalização em cada material durante a soldagem, com base na temperatura medida no final da ZAC. Essa temperatura varia em função da têmpera (O, H32 e H34) e corresponde à maior temperatura registrada no final da ZAC para cada material.

Outro aspecto importante que deve ser considerado para avaliação da ZAC é a temperatura necessária para formação desta. Os valores comumente encontrados na literatura que estabelecem temperatura de recristalização em um material são relacionados a tratamentos térmicos, que envolvem temperaturas constantes e tempos elevados de permanência do material nessas temperaturas.

Esses valores da literatura não podem ser adotados como valor de temperatura de recristalização na ZAC, porque não correspondem à cinética de ciclo térmico que é observada no material durante a soldagem, além do elevado gradiente de temperatura que ocorre no material, gradiente esse que explica a variação de granulometria ao longo da ZAC (EASTERLING, 1983).

A literatura também não menciona em quais valores de temperatura ocorre a formação da ZAC para materiais com diferentes graus de encruamento. No presente trabalho, essas informações podem ser obtidas para as têmperas O, H32 e H34 da liga Al 5052, na Figura 5.10.

Correlacionando as informações dos gráficos (b) e (c) na Figura 5.10, foi identificado que a temperatura que definiu o final da ZAC desenvolvida no material de têmpera O foi de 510 °C, a cerca de 2 mm do metal de solda (MS). No material de têmpera H32, essa temperatura foi de 440°C, a 4 mm do MS e, no material de têmpera H34, a temperatura que definiu o final da ZAC foi de 345 °C, a 7mm do MS.

Comparando os resultados da largura da ZAC, na Tabela 5.3, com os resultados obtidos da distorção longitudinal dos corpos de prova, apresentados na Tabela 5.2, observa-se que, tanto a largura da ZAC, quanto a quantidade de distorção aumentaram em função do aumento do grau de encruamento (têmpera) do material. Esses resultados demonstram que há uma relação de proporcionalidade entre quantidade de distorção e largura da ZAC, gerados pela soldagem.

O comportamento do aumento da ZAC em função da têmpera é explicado pelas Leis de Recristalização, que são descritas no Capítulo 2, item 2.3. Segundo essas leis, a temperatura na qual se inicia a recristalização decresce com a intensidade da deformação no material, uma vez que a energia interna necessária para a ativação da recristalização se intensifica com aumento do grau de encruamento do material. Esta informação pode ser comprovada na Figura 5.10 (c). Nessa figura, pode ser observado que a têmpera O apresentou recristalização (final da ZAC) a partir de 510 °C. Já a têmpera H34, apresentou recristalização (final da ZAC) a partir de 345 °C.

Com base nos resultados obtidos aqui e nas explicações de Doherty *et al.* (1997), Smallman e Bishop (1999) e Humphreys e Haterly (2004) a respeito da temperatura de recristalização, pode-se constatar que valores menores de temperatura, localizados em pontos relativamente mais distantes da solda, tornam-se suficientes para ativar os mecanismos de recristalização à medida que o material estiver mais encruado, gerando, assim, zonas afetadas mais largas para os materiais mais encruados.

## 5.2.2 Avaliação do Tamanho de Grão na ZAC por Microscopia Ótica

Durante a medição da largura da ZAC, percebeu-se que o tamanho de grão na ZAC também variou em função da têmpera do material. Essa observação sugeriu que fosse analisada a influência das variáveis têmpera e direção de soldagem sobre o comportamento do tamanho de grão na ZAC de recristalização e na ZAC de grãos grosseiros.

No item 3.8.2, é descrita a metodologia que foi utilizada para medir tamanhos de grão na ZAC. Como descrito, a quantificação do tamanho de grão foi realizada em duas regiões distintas: na ZAC de Recristalização (ZAC-R) e na ZAC de Crescimento de Grão (ZAC-CG). A localização onde as duas regiões foram caracterizadas nas amostras está ilustrada na Figura 3.16.

Devido ao elevado desvio-padrão obtido na medição de tamanho de grão, considerou-se ineficiente empregar um testes de hipóteses para comparação de médias na avaliação dos resultados de tamanho de grão. A comparação entre os resultados de tamanho de grão foi feita com base na média dos resultados (VASCONCELOS e VASCONCELOS, 1999).

Os resultados obtidos na medição dos tamanhos de grão na ZAC são apresentados, de maneira gráfica, na Figura 5.11. Os resultados para a ZAC-R são apresentados no gráfico da Figura 5.11 (a) e na Figura 5.11 (b), o gráfico com os resultados para a ZAC-CG. Em cada um dos gráficos, os resultados podem ser comparados entre as têmperas O, H32 e H34 e entre a direção de soldagem paralela e perpendicular à laminação.

Comparando os resultados da Figura 5.11 (a) com os resultados da Figura 5.11 (b), observa-se que o tamanho de grão medido na ZAC-R foi menor que o tamanho de grão medido na ZAC-CG, como de fato é esperado em avaliações de tamanho de grão na ZAC.

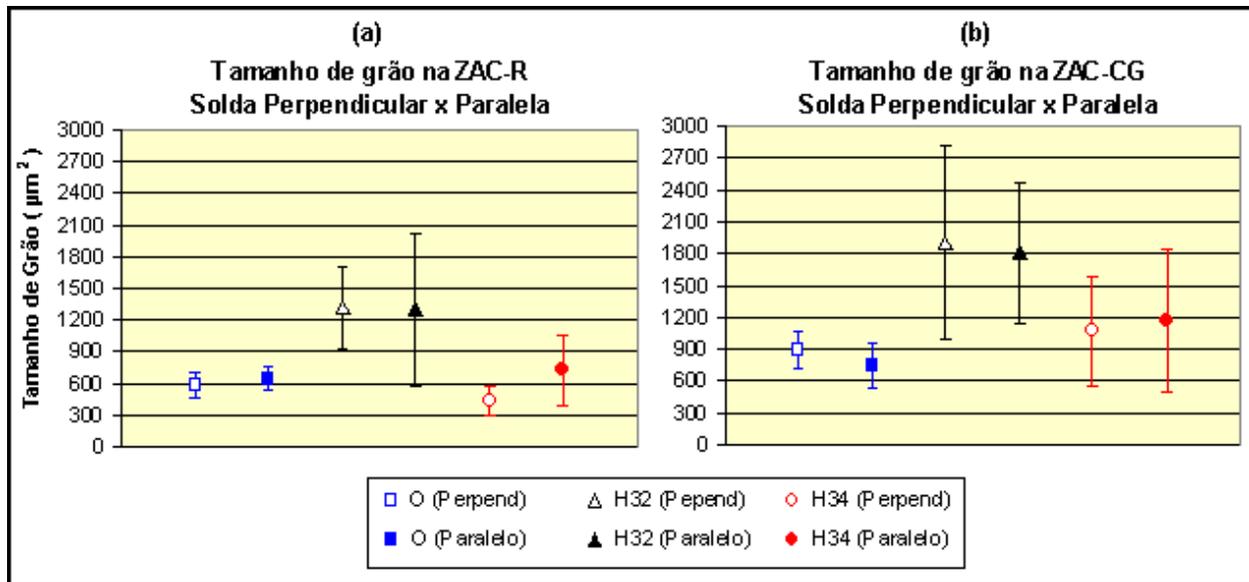


Figura 5.11: Comparação dos resultados do tamanho de grão entre as têmperas O, H32 e H34 e entre a soldagem paralela e perpendicular à laminação. Tamanhos de grão na ZAC-R (a) e na ZAC-CG (b).

Na Figura 5.11 (a), onde são apresentados os resultados na ZAC-R, o tamanho de grão para a têmpera O ficou em torno de 600 µm, para a têmpera H32 foi cerca de 1.300 µm e para a têmpera H34, em torno de 600 µm. Na Figura 5.11 (b), onde são apresentados os resultados na ZAC-CG, o tamanho de grão para a têmpera O foi por volta de 800 µm, para a têmpera H32 foi em torno de 1.800 µm e para a têmpera H34, em torno de 1.100 µm.

Como pode ser observado ainda na Figura 5.11, o tamanho de grão entre a direção de soldagem paralela à laminação e a direção de soldagem perpendicular foi considerado igual, uma vez que a diferença entre esses resultados foi pequena em relação à diferença de tamanho de grão observada entre as têmperas (O, H32 e H34) ou mesmo entre ZAC-R e ZAC-CG. De modo que, com base nesses resultados, pode-se afirmar que a direção de soldagem em relação à direção de laminação do material não causou influência sobre o tamanho de grão na ZAC.

Pode-se concluir, também, que os tamanhos de grão na ZAC para os materiais de têmpera O e H34 foram próximos, enquanto que o material com grau de encruamento intermediário (têmpera H32) apresentou tamanho de grão significativamente maior que as têmperas O e H34, tanto na ZAC-R, quanto na ZAC-CG.

Esses resultados demonstram que o processos de recristalização e crescimento de grão nos materiais de têmpera O, H32 e H34 não sofreram uma influência diretamente proporcional ao grau de encruamento do material, tal como ocorreu com as distorções ou com a largura da ZAC.

Para compreender os resultados apresentados na Figura 5.11, fez-se necessária uma análise a respeito do processo de recristalização na ZAC em cada um dos materiais após a soldagem. Essa análise pôde ser obtida por meio de Difração de Elétrons Retroespalhados - EBSD (*Electron Back-Scattering Diffraction*), conforme é apresentado a seguir.

### **5.2.3 Análise por EBSD da Fração de Material Recristalizado e Deformado na ZAC**

Para a identificação da fração de material recristalizado e deformado na ZAC, as análises de EBSD foram processadas com a ferramenta “*Recrystallized Fraction Component*”, descrita no Capítulo 3, item 3.9. Esse recurso possibilitou identificar ZAC, a presença de grãos deformados, parcialmente deformados, recristalizados, e grãos em condição intermediária. Essa condição intermediária corresponde a grãos recristalizados mas com uma grande quantidade de sub-grãos ou grãos que se encontram parcialmente deformados (HKL TECHNOLOGY, 2004).

Essa análise também possibilitou identificar a mudança que ocorreu após a soldagem em relação ao metal base, em termos de recristalização, na ZAC de crescimento de grão (ZAC-CG), e na ZAC de recristalização (ZAC-R) nos materiais soldados de têmperas O, H32 e H34.

As imagens de “*Recrystallized Fraction Component*” foram geradas juntamente com os resultados de “*Grain Boundaries Component*”. Essa ferramenta permite apresentar na imagem os contornos de grão e contornos de sub-grãos. Os contornos de grão estão representados nas imagens pelas linhas pretas grossas e os contornos de sub-grãos, por linhas pretas finas. Na Figura 5.12, são apresentados os resultados da análise da *Recrystallized Fraction Component* e *Grain Boundaries Component* para a chapa soldada Al 5052-O, para as diferentes regiões: (a) Metal Base, (b) ZAC de Recristalização e (c) ZAC de Contorno de Grão.

Nas imagens representativas dos resultados de “*Recrystallized Fraction Component*”, os grãos recristalizados estão representados em azul, os grãos deformados são mostrados em vermelho e os grãos com condição intermediária são mostrados em amarelo.

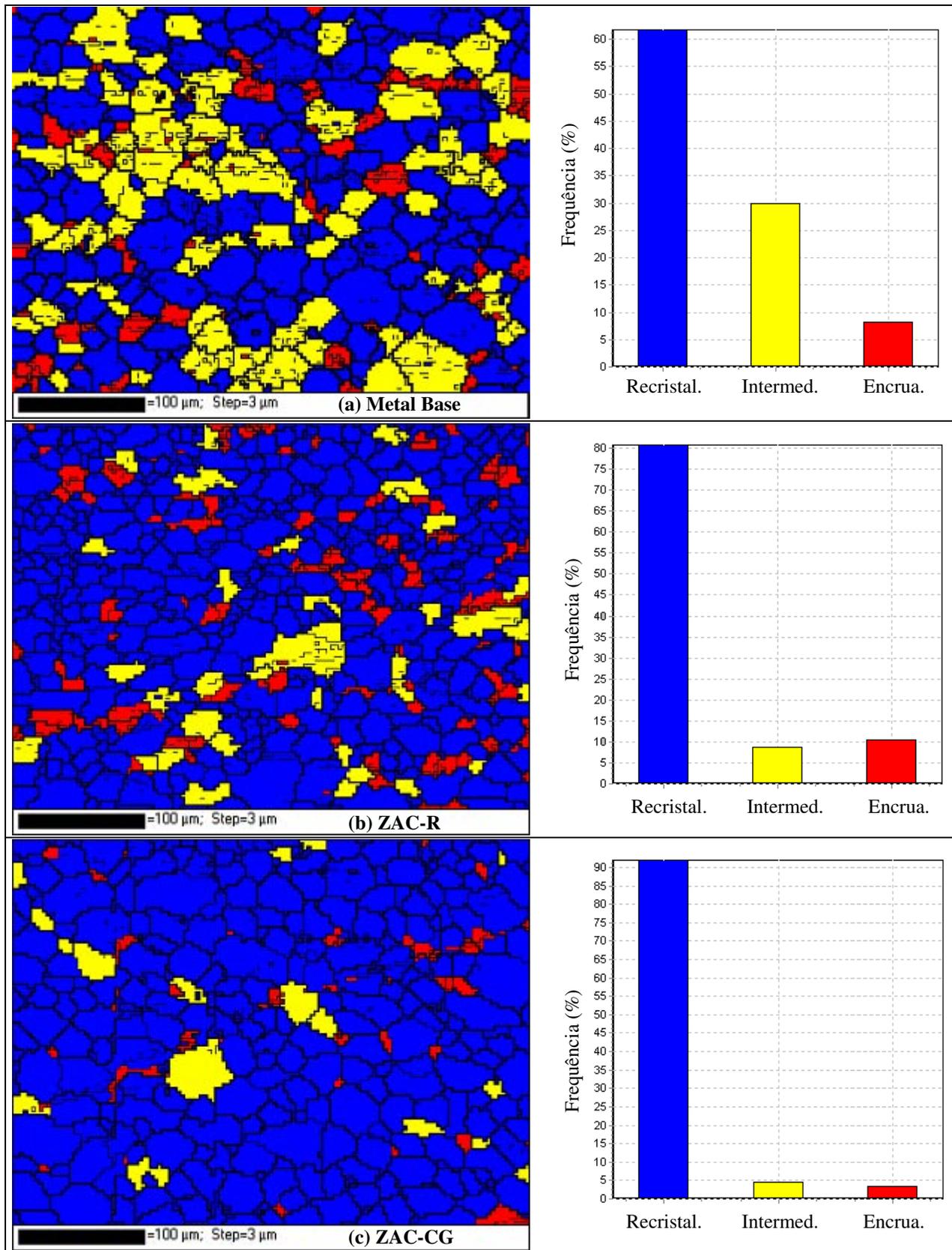


Figura 5.12: *Recrystallized Fraction Component* via EBSD: Al 5052-O (a) MB, (b) ZAC-R e (c) ZAC-CG.

Com os dados obtidos com a “*Recrystallized Fraction Component*” e “*Grain Boundaries Component*”, é possível fazer uma análise qualitativa das mudanças de morfologia de grão observadas na ZAC para os materiais com diferentes têmperas. Isso é possível comparando entre si os resultados obtidos das regiões analisadas (MB, ZAC-R e ZAC-CG) para cada material e comparando os resultados entre as têmperas (O, H32 e H34).

Confrontando os resultados na Figura 5.12, pode-se observar que o metal base (a) encontra-se recristalizado (grãos em azul), confirmando a identificação feita por microscopia ótica (Figura 4.1). Mas, observa-se também na Figura 5.12 (a) que o MB do material de têmpera O apresentou uma parcela de grãos com uma condição intermediária (grãos em amarelo).

O MB também apresenta alguns grãos encruados (em vermelho), remanescentes da etapa de laminação antes do recozimento. A Figura 5.12 (b) mostra que a ZAC-R do material Al 5052-O sofreu recristalização com uma considerável redução do tamanho de grão, diminuindo também a quantidade de grãos de condição intermediária.

Também foi identificada na ZAC-R do material Al 5052-O (Figura 5.12-b) a presença de grãos encruados, mas com uma redução no tamanho dos grãos. Provavelmente são grãos recristalizados derivados de alguns grãos encruados, mas que conservaram contornos de grão de baixo ângulo, de modo que o programa os identificou como grãos encruados em função dos parâmetros definidos no programa, como citado no item 3.9.

Na Figura 5.12 (c), é apresentado o resultado para a análise na ZAC de crescimento de grão (ZAC-CG) do material Al 5052-O. Verificou-se a presença de uma parcela considerável de grãos que sofreram crescimento de grão, quando comparados à ZAC-R, Figura 5.12 (b), confirmando o resultado mostrado na Figura 5.11 de tamanho de grão na ZAC-CG para o material de têmpera O. No entanto, vale ressaltar que, apesar desse crescimento de grão na ZAC-CG, essa região conservou uma parcela de grãos de granulometria menor, o que deve ter contribuído para o resultado na Figura 5.11, que apresenta o material de têmpera O com o menor tamanho de grão na ZAC em relação aos demais (H32 e H34).

Na Figura 5.13, são apresentados os resultados da análise de “*Recrystallized Fraction Component*” e “*Grain Boundaries Component*” para o material Al 5052-H32.

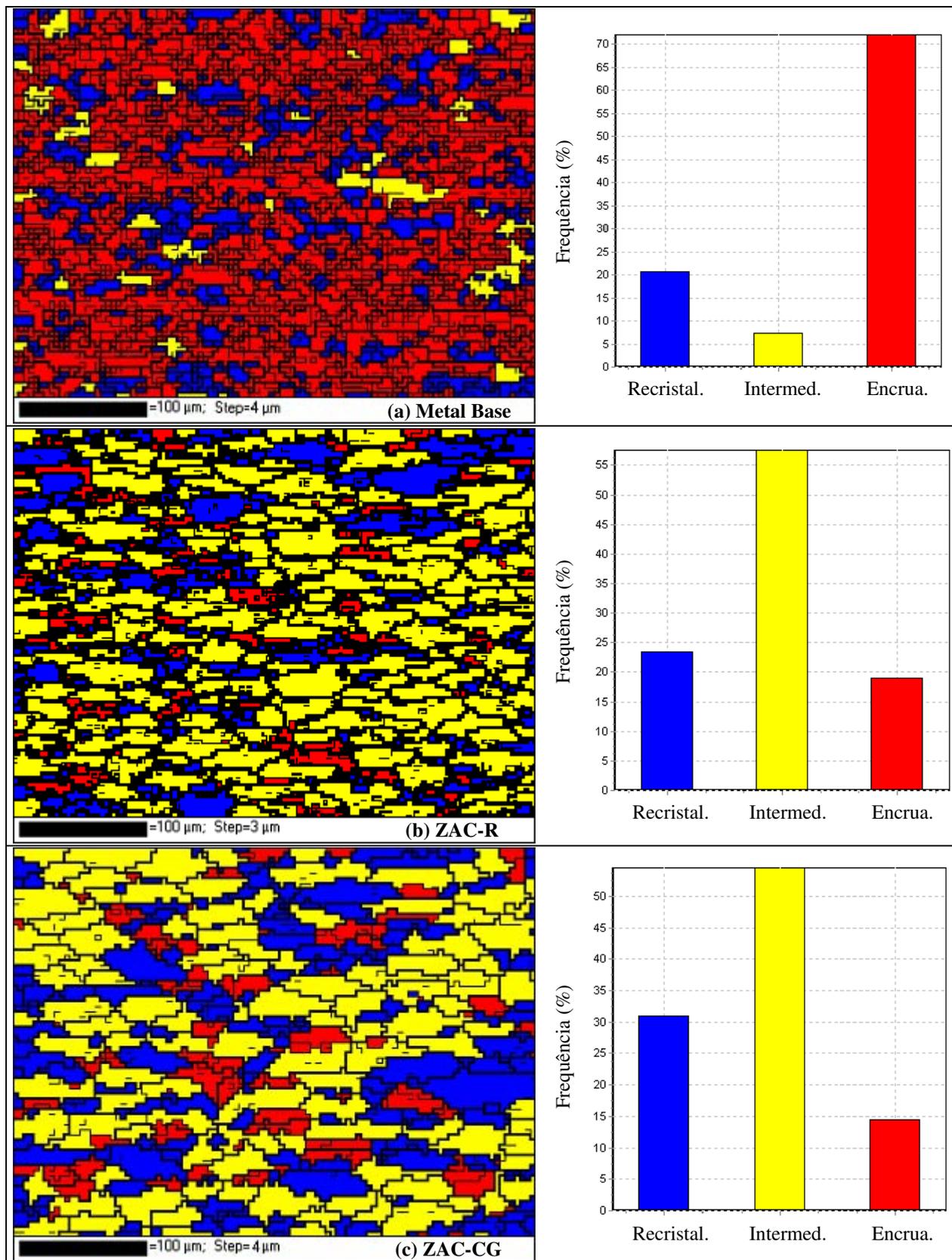


Figura 5.13: Recrystallized Fraction Component via EBSD: Al 5052-H32 (a) MB, (b) ZAC-R e (c) ZAC-CG.

Na Figura 5.13 (a), pode-se identificar que o metal base encontra-se com boa parte da microestrutura encruada (grãos em vermelho), mas com a presença de alguns grãos recristalizados (em azul). Estes grãos identificados como “recristalizados” podem ter surgido após a laminação, na etapa de estabilização a baixas temperaturas, ou seja, no tratamento térmico após a laminação para obter as chapas de têmperas H3x, descritas na Tabela 2.1.

Na Figura 5.13 (b), é apresentado o resultado para a ZAC de recristalização do material Al 5052-H32. Observa-se que essa região sofreu, de fato, recristalização. Mas, quando essa região é comparada com a ZAC-R do material Al 5052-O (Figura 5.12-b), pode-se observar que também ocorreu crescimento de grão na ZAC-R do material H32, confirmando a informação obtida com a medição de tamanho de grão, conforme apresentado na Figura 5.11 (a).

Na Figura 5.13 (c), é mostrado o resultado para a ZAC-CG do material Al 5052-H32. Também pode-se observar nessa figura um maior tamanho de grão em relação à ZAC-CG do material O (Figura 5.12-c), confirmando o que foi observado na medição de tamanho de grão, mostrado na Figura 5.11 para o material de têmpera H32.

É provável que esse maior tamanho de grão na ZAC-R e na ZAC-CG em relação ao material de têmpera O, como quantificado na Figura 5.11, tenha ocorrido porque o material H32 apresenta-se numa condição de alta energia interna, como demonstrado pela presença dos grãos em amarelo, o que veio a somar-se à energia térmica fornecida durante o processo de soldagem, favorecendo um maior crescimento de grão em relação ao material de têmpera O. Estando o metal base encruado e apresentando quantidade considerável de discordâncias (representadas pelas linhas finas dentro dos grãos encruados), esta condição torna o material favorável a um maior crescimento dos grãos durante a recristalização (SMALLMAN e BISHOP, 1999).

Ainda na Figura 5.13, em (b) e em (c), a respeito da ocorrência de uma quantidade considerável de grãos de condição “intermediária”, essas regiões caracterizam como ZAC de um material originalmente encruado (MB). Muito provavelmente esses grãos correspondem a grãos recristalizados, mas com grande quantidade de energia interna, que não foi dissipada completamente em virtude do curto tempo do ciclo térmico promovido pela soldagem (SMALLMAN e BISHOP, 1999; DOHERTY *et al.*, 1997).

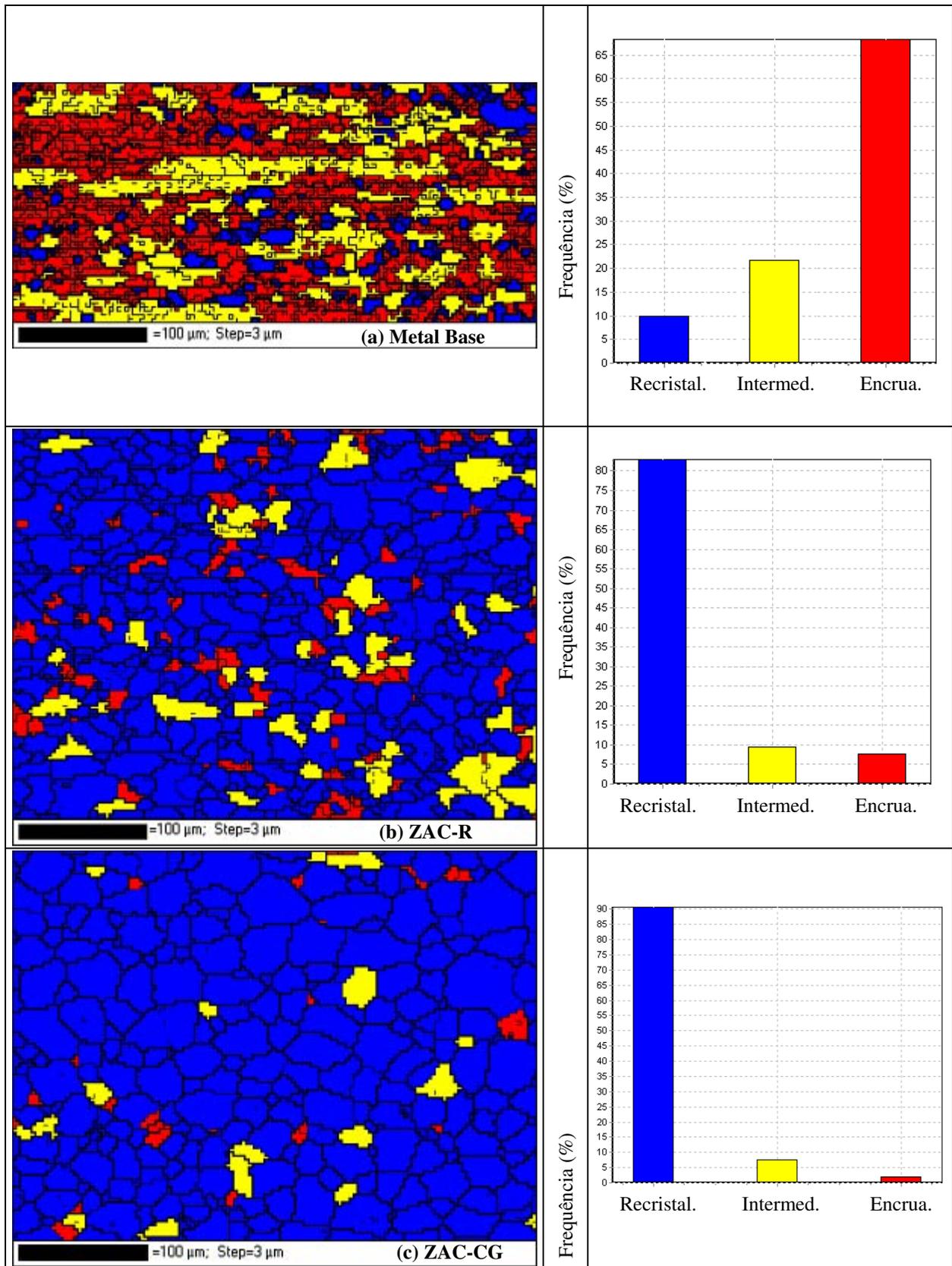


Figura 5.14: Recrystallized Fraction Component via EBSD: Al 5052-H34 (a) MB, (b) ZAC-R e (c) ZAC-CG.

Na Figura 5.14, são apresentados os resultados da análise da *Recrystallized Fraction Component* e *Grain Boundaries Component* para a chapa soldada Al 5052-H34, para as diferentes regiões: (a) Metal Base, (b) ZAC de Recristalização e (c) ZAC de Contorno de Grão.

Comparando os resultados do material Al 5052-H34 (Figura 5.14) com os resultados do Al 5052-H32 (Figura 5.13), pode-se observar que o MB do material H34, na Figura 5.14 (a), apresentou tamanho de grão menor que MB do H32 (Figura 5.13-a), confirmando a condição de mais encruado para o H34, identificada na caracterização do material, conforme pode ser observada na Figura 4.1. O material de têmpera O (Figura 5.12-a) encontra-se com microestrutura recristalizada, conforme identificado por microscopia ótica (Figura 4.1). Além disso, foi possível identificar que o MB do material H34 apresentou uma quantidade de sub-grãos consideravelmente superior ao material H32 que, por sua vez, também foi significativamente superior ao material O, identificados pelos contornos finos (*Grain Boundaries Component*).

No metal base do material H34, também foi identificada a presença de alguns grãos recristalizados (em azul). Da mesma forma que no metal base do material H32, estes grãos identificados como “recristalizados” também podem ter se originado no tratamento térmico após laminação para obter as chapas designadas com a têmpera H3x.

Esse aumento na quantidade de contornos de sub-grãos, identificado entre as têmperas (O, H32 e H34), é diretamente proporcional aos diferentes níveis de energia interna entre os materiais O, H32 e H34. Essa informação confirma a identificação do fator de encruamento apresentada no item 4.1. Uma característica inerente à elevação do fator de encruamento é o aumento da densidade de discordâncias, que dá origem aos sub-grãos (HUMPHREYS e HATERLY, 2004).

Identificou-se, também, no material H34 (Figura 5.14-a) uma maior quantidade de grãos com uma condição intermediária de energia interna (em amarelo), quando comparado com o MB dos demais materiais (O e H32). Também se identificou no H34 que a microestrutura desse material apresenta um grande acúmulo de contornos de sub-grãos em relação aos demais. Essas regiões de sub-grãos são sítios para o surgimento de novos grãos (RIOS *et al.*, 2005).

Essa maior quantidade de sítios parcialmente recristalizados e sítios de sub-grãos no material H34, ilustrados na Figura 5.14 (a), possibilitaram uma recristalização intensa na ZAC-R

(Figura 5.14-b), com uma grande quantidade de grãos de dimensões menores em comparação com a ZAC-R dos demais materiais (O e H32), confirmando os resultados obtidos com a medição de tamanho de grão para a ZAC-R, mostrados na Figura 5.11 (a), lembrando que esses resultados foram obtidos para uma soldagem das chapas com um mesmo aporte térmico.

A condição de maior encruamento do material H34 em relação aos outros dois também possibilita que a energia necessária para se iniciar a recristalização nesse material seja menor, quando comparada às demais têmperas. Como pode ser observado na Figura 5.10, o pico de temperatura onde foi registrado o final da ZAC no material H34 foi o menor dentre os três materiais em questão, da ordem de 345 °C (Figura 5.10-c), confirmando que esse material (H34) precisa de menos energia externa para que ocorra a recristalização. Consecutivamente, a largura da ZAC irá atingir dimensões maiores para o material mais encruado, tal como caracterizado na medição da largura da ZAC (item 5.2.1, Figura 5.9).

Comparando a ZAC-R com a ZAC-CG para cada uma das têmperas, observa-se que ocorreu, na ZAC-CG dos materiais de tempera O (Figura 5.12) e H34 (Figura 5.14), o mecanismo de recristalização secundária, ou seja, significativa recristalização seguida de crescimento de grão. Para o material de tempera H32 (Figura 5.13), ocorreu recristalização secundária significativa já na ZAC-R quando comparada aos outros dois materiais (O e H34), explicando o maior tamanho de grão tanto na ZAC-R e quanto na ZAC-CG para o material de tempera H32 em relação aos outros dois, conforme pode ser observado na Figura 5.11.

Com esses resultados, supõe-se que o tamanho de grão não esteja relacionado com a quantidade de distorção sofrida pelos corpos de prova (item 5.1.2, Figura 5.6), mas, sim, com a largura da ZAC (item 5.2.1, Figura 5.10). A largura da ZAC aumentou proporcionalmente ao aumento de encruamento no material, sendo que a quantidade de distorção sofrida pelos CP's também aumentou de forma diretamente proporcional ao aumento do encruamento do material (tempera), conforme mostrado, respectivamente, na Figura 5.6 e na Figura 5.10.

Tendo em vista que o aporte térmico foi o mesmo para todas as condições de soldagem, a variação de tamanho de grão na ZAC em cada um dos materiais foi consequência apenas da condição microestrutural de cada material. O material com a tempera H34, que teve um tamanho

de grão menor que o H32 na ZAC-R e na ZAC-CG (Figura 5.11), provavelmente apresentou esse comportamento pela presença de regiões de sub-grãos.

A literatura explica que regiões de sub-grãos se apresentam como sítios que promovem uma intensa recristalização do material, quando este recebe um incremento de energia térmica (HUMPHREYS e HATERLY, 2004). De fato, essa intensa recristalização foi identificada na Figura 5.14 através da grande quantidade de sub-grãos no metal base do material H34, quando comparado ao MB dos materiais de têmpera O e H32.

Doherty *et al.* (1997), Smallman e Bishop (1999) e Humphreys e Haterly (2004) explicam que a nucleação e o crescimento de grão são conseqüentemente mais rápidos, ou ocorrem a uma temperatura mais baixa em um material mais deformado. Esse é o caso do material Al 5052-H34, que é o material aqui em questão com o maior grau de encruamento. A chapa de têmpera H34 apresentou a maior extensão de material recristalizado, ou seja, a ZAC mais larga, com cerca de 7 mm. Enquanto que a têmpera O, que é a condição com a microestrutura recozida, apresentou a menor ZAC, com cerca de 2 mm, como mostrado na Figura 5.10.

#### **5.2.4 Análise da Textura no MB por EBSD**

Para investigar a correlação existente entre o grau de encruamento e as distorções devido à soldagem, foi realizada uma análise de EBSD nos materiais de têmperas O, H32 e H34. Essa análise por meio de EBSD possibilitou identificar a textura presente em cada uma das chapas antes da soldagem e como essa textura foi alterada nas diferentes regiões da ZAC após a soldagem. Foi analisada a região do metal base, no plano DL-DN (Figura 2.7), que é o plano lateral da chapa onde melhor pode ser caracterizada a textura do material (LÖW, 2006).

Baseado nas informações encontradas na literatura (TANALA *et al.*, 1995; WANG, LIN PENG e McGREEVY, 1999; ANDRINO *et al.*, 2003; RADAJ, 2003; SANTOS *et al.*, 2004), em que há uma correlação entre textura e tensões residuais, pressupõe-se que a textura também tenha influência sobre o grau de distorção do material, uma vez que tensões residuais e distorções apresentam valores antagônicos, equilibrando as tensões internas no material (Figura 2.3).

Os parâmetros para obtenção dos resultados de textura através do EBSD estão descritos no Capítulo 3, item 3.9. No presente trabalho, a textura cristalográfica da liga Al 5052 (têmperas O, H32 e H34), foi estudada através das Funções Distribuição de Orientação - ODF (*Orientation Distribution Function*). Os resultados obtidos estão representados graficamente aqui, para seções ao longo de  $\phi_2$ . A identificação de texturas nestas ODF's foi feita com base nas informações contidas no mapa de orientações obtido na literatura, apresentado na Figura 2.11 (LÖW, 2006). Na Figura 5.15 é apresentada uma ODF representativa para o material Al 5052-O. Essa ODF está ilustrada em seções espaçadas de  $10^\circ$  (dez graus), ao longo de  $\phi_2$ .

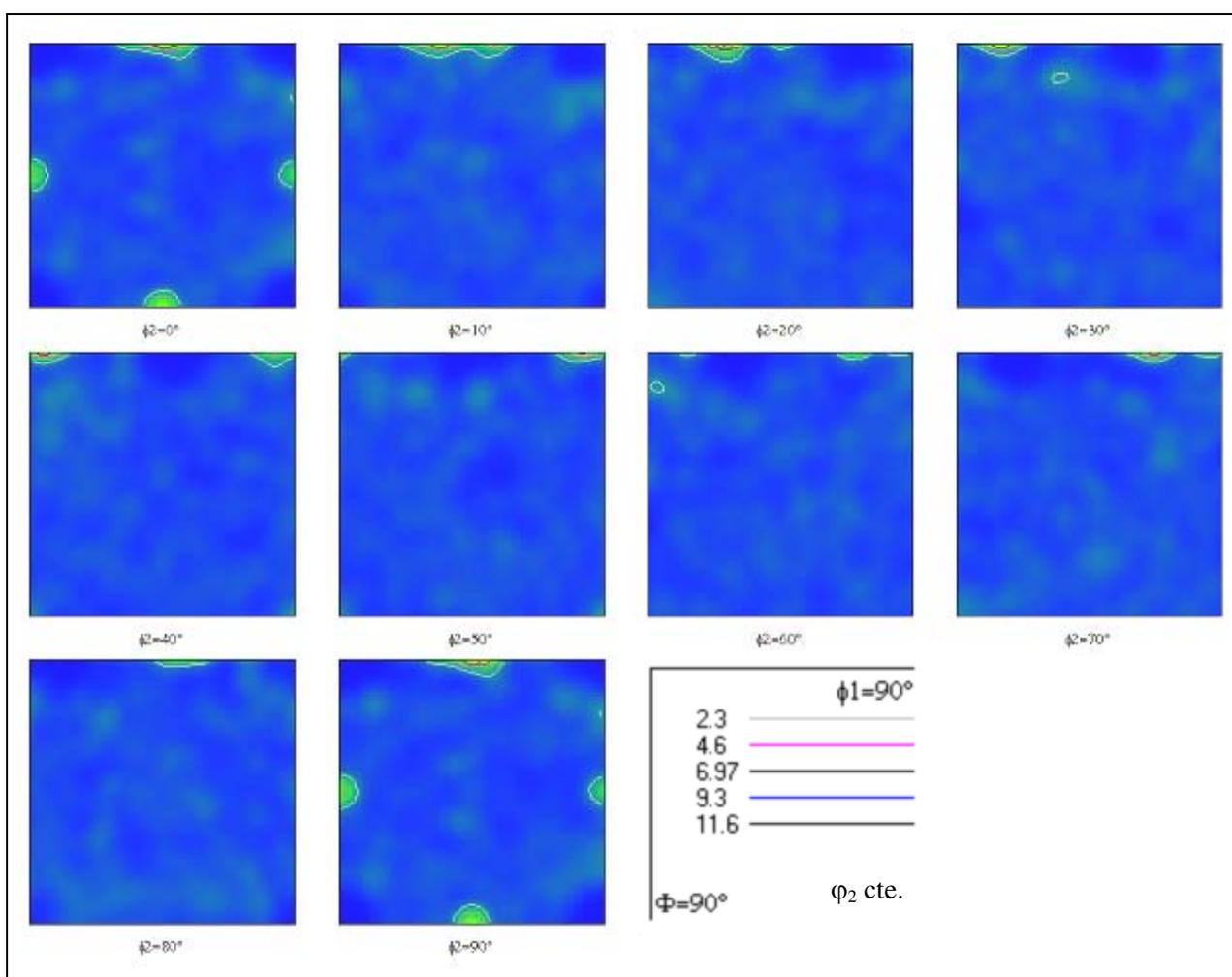


Figura 5.15: ODF obtida no MB para o material Al 5052-O.

No material Al 5052-O foi caracterizada a presença da textura conhecida como cubo rodado, de componente  $\{001\}\langle 110\rangle$ . Essa informação é ilustrada na ODF da Figura 5.15 pela

presença de isolinhas com concentrações nas bordas superior e inferior das seções de  $\phi_2 = 0^\circ$  e  $\phi_2 = 90^\circ$ , bem como, na borda superior da demais seções de  $\phi_2$ .

A chapa Al 5052-O caracteriza-se em relação às outras duas (H32 e H32) pela microestrutura recristalizada. Sabe-se que, durante a laminação, a textura cubo rodado se transforma em textura tipo Latão (*Brass*), Cobre e S (MARTINS e PADILHA, 2007).

Para o material Al 5052-H32, o resultado da análise de textura é apresentado na Figura 5.16, onde é ilustrada uma ODF representativa para esse material para seções ao longo de  $\phi_2$  espaçadas de  $5^\circ$  (cinco graus).

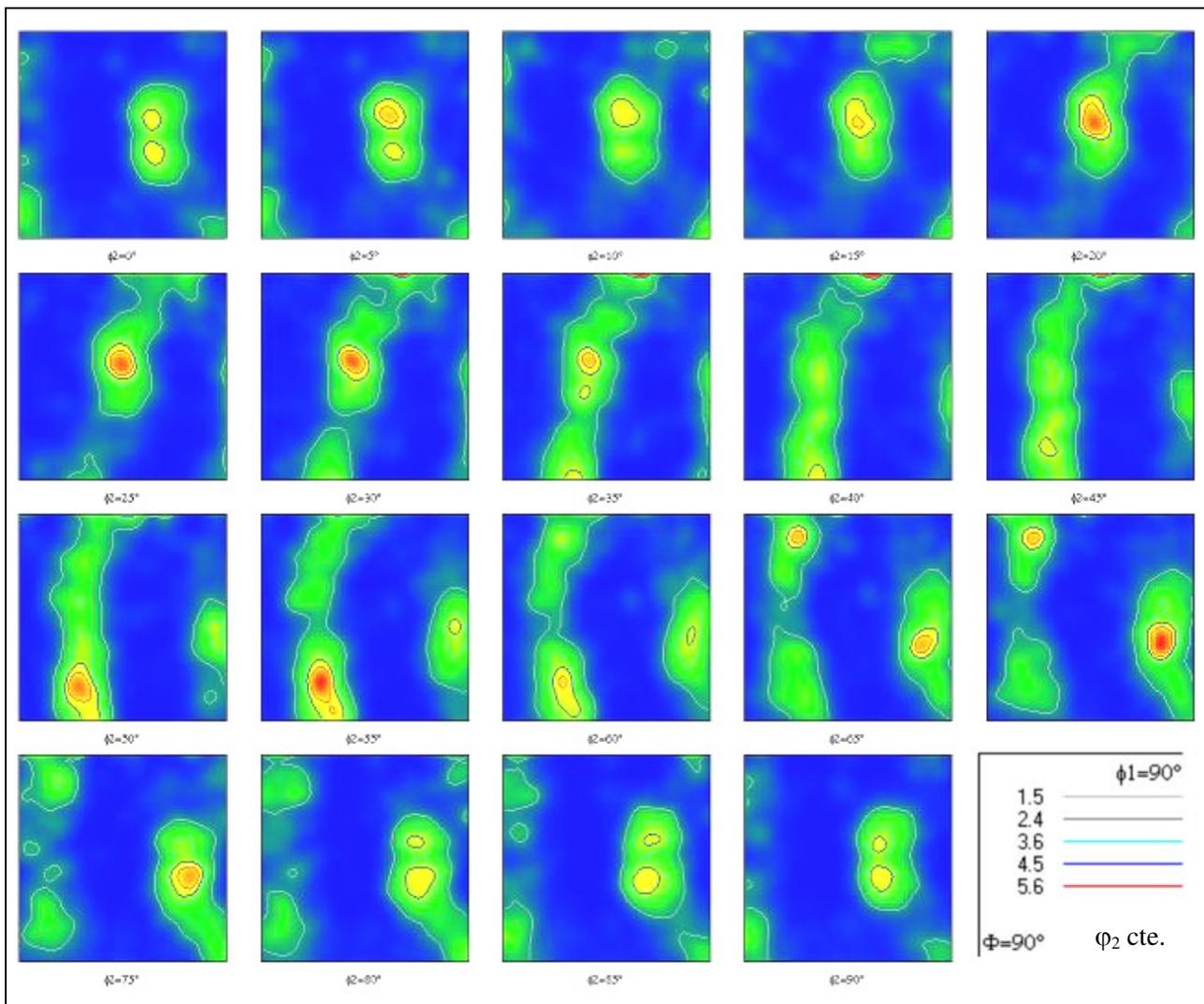


Figura 5.16: ODF obtida no MB para o material Al 5052-H32.

Para o material Al 5052-H32 foi caracterizada a presença da textura do tipo Latão (*Brass*)  $\{110\}\langle 112\rangle$ . Essa textura está representada na ODF da Figura 5.16, onde é identificada pela sequência das isolinhas com a respectiva localização observada em cada uma das seções de  $\phi_2$ . A intensidade observada para a textura no material foi cerca de 5.6. u.a.

O resultado da análise de textura para o material Al 5052-H34 é ilustrado na ODF apresentada na Figura 5.17. Essa ODF está representada em seções espaçadas de  $10^\circ$  (dez graus) ao longo da direção  $\phi_2$ .

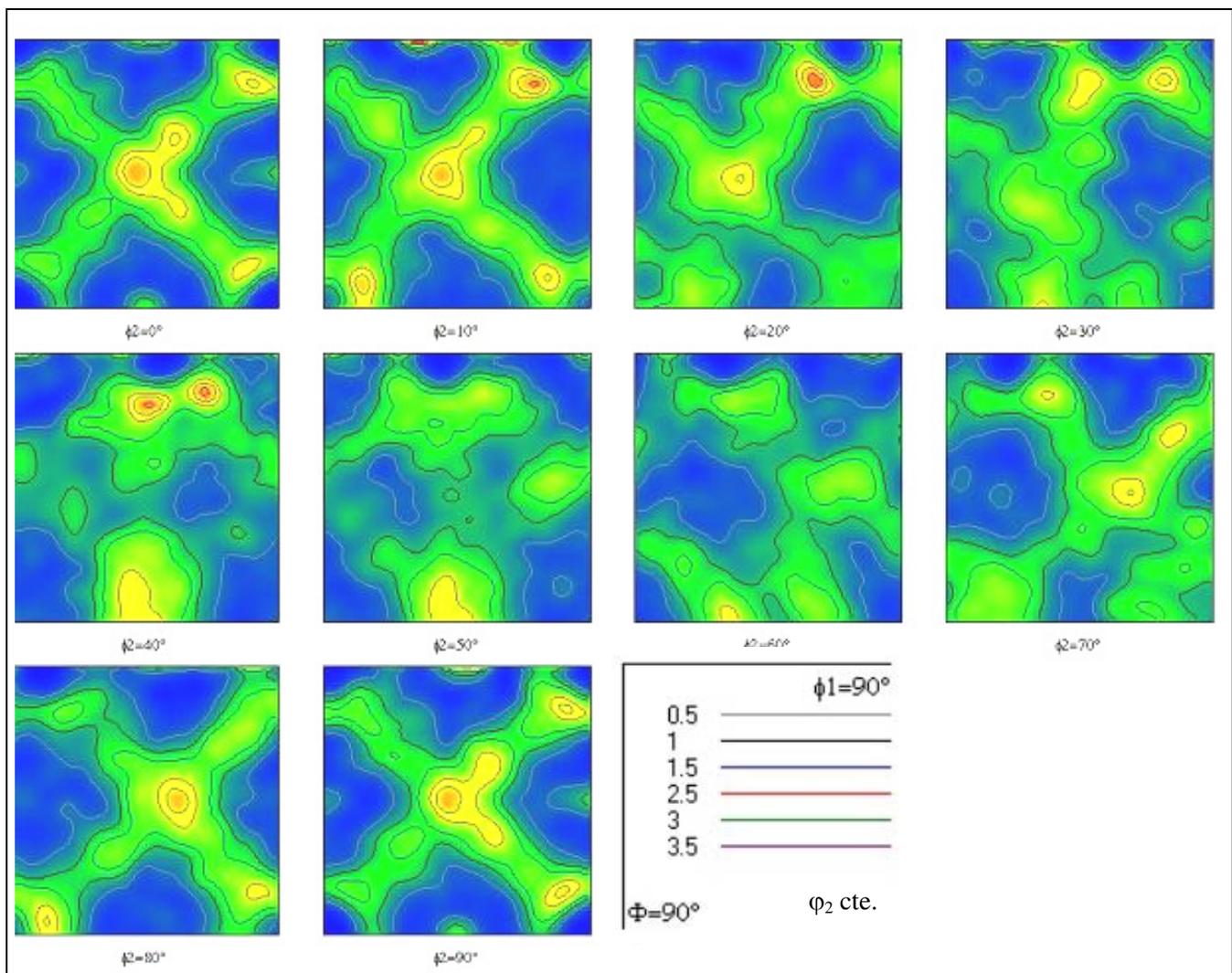


Figura 5.17: ODF obtida no Metal de Base para o material Al 5052-H34.

No material Al 5052-H34 também foi caracterizada a presença da textura *Brass* {110}<112>. Essa textura está representada na ODF da Figura 5.17, identificada pela sequência das isolinhas com a respectiva localização observada nas seções de  $\phi_2$  para esta ODF. A intensidade observada para a textura no material de têmpera H34 foi cerca de 3.5 u.a., um pouco inferior à observada no material Al 5052-H32 (Figura 5.16).

Nos ensaios preliminares com a difração de raios x (DRX) para caracterização preliminar do material (item 4.3), também foi identificado não haver uma textura predominante no material Al 5052-O. No entanto, para os materiais de têmpera H32 e H34, onde foi identificada a presença de textura, esse resultado divergiu entre o obtido com DRX e o obtido com o EBSD. Essa divergência ocorreu porque as análises de DRX foram realizadas na superfície da chapa, no plano DL-DT, enquanto que o EBSD foi feito na seção transversal do material, no plano DL-DN.

Como mencionado inicialmente, a identificação de textura foi feita tomando como referência as informações contidas no mapa de orientações citado por Löw (2006) e ilustrada na Figura 2.11. Complementarmente a essa informação, a distribuição das isolinhas nas ODF's, apresentadas aqui para os materiais H32 e H34, foi a mesma observada por Hirsch (1990 *apud* Humphreys e Hatherly, 2004) em chapa de alumínio laminada a frio, que também caracterizaram a textura como sendo do tipo *brass* {110}<112>.

A respeito da influência da textura sobre o grau de distorção no material causada pela soldagem, pode ser citado o trabalho de Chaturvedi e Chen (2004). Esses autores, estudando a soldagem de chapas de alumínio 2195-T8 com o processo FSW, identificaram significativa variação na tenacidade, no limite de resistência e resistência à fadiga e à propagação de trincas em juntas soldadas com o FSW em função do sentido de laminação da chapa. Os autores explicam que a redução da magnitude dessas propriedades para uma determinada direção foi causada pela presença de textura cristalográfica *Brass*.

Essa diminuição de tenacidade e limite de resistência do material, para a direção no material cuja textura predominante é a do tipo latão (ou *Brass*), justifica a influência da direção de soldagem em relação à laminação sobre a quantidade de distorções desenvolvidas pela soldagem, especialmente para os materiais com têmperas H32 e H34. Uma vez que, ao se

comparar as condições de soldagem paralela à direção de laminação e perpendicular à direção de laminação, para um mesmo material, as contrações volumétricas no conjunto soldado serão as mesmas para ambas as condições, prevalecendo apenas as características de anisotropia das propriedades mecânicas no material, características anisotrópicas essas identificadas aqui através da presença da textura *Brass*.

Como pode ser visto na Figura 5.7, foi a soldagem paralela à direção de laminação que apresentou as maiores distorções devido à solda nos materiais de têmpera H32 e H34, ou seja, na mesma direção da textura *Brass*, que foi identificada aqui, ao longo da direção de laminação desses materiais.

Com esses resultados, pode-se afirmar que a presença da textura tipo *Brass* foi o parâmetro responsável pela influência da direção de soldagem sobre as distorções, ou seja, foi a anisotropia das propriedades mecânicas relacionadas a essa textura no material que propiciou a maior quantidade de distorção quando os corpos de prova foram soldados paralelo ao sentido de laminação. Onde os CP's soldados paralelos à laminação apresentaram coeficiente de distorção longitudinal de 0,33 para o material de têmpera H32 e 0,37 para a têmpera H32, enquanto que os CP's soldados perpendicularmente ao sentido de laminação apresentaram coeficiente de distorção longitudinal de 0,27 e 0,32 respectivamente para as têmperas H32 e H34.

Complementarmente a essa conclusão, há também os resultados de distorção e textura para o material Al 5052-O. Como mostrado no item 5.1.2, a variável direção de soldagem não apresentou influência estatisticamente significativa sobre as distorções no material Al 5052-O. Como ilustrado na Figura 5.12, foi identificado com o EBSD que esse material não apresentou textura cristalográfica do tipo *Brass*, apenas a textura do tipo cubo rodado, que não causou influência sobre a quantidade de distorções entre a soldagem paralela e a soldagem perpendicular ao sentido de laminação da chapa.

A respeito de uma possível influência da textura presente na ZAC sobre as distorções, a ZAC representa uma parcela muito pequena de material em relação às dimensões do corpo de prova. Mesmo nas chapas com maior grau de encruamento (H34), a ZAC não passou de 7 mm. Assim, a presença ou ausência de textura na região da ZAC não representa um fator de influência no grau de distorções do material, mas, sim, a textura presente no metal base.

No que se refere à influência da têmpera (O, H32 e H34) do material sobre a quantidade de distorções causadas pela soldagem, é possível concluir nesse trabalho que o grau de encruamento em cada uma das chapas foi o fator que prevaleceu para o aumento das distorções em função da têmpera do material.

A influência da têmpera sobre a quantidade de distorção gerada pela soldagem pode ser explicada compreendendo-se os mecanismos de contração e deformação que ocorrem na microestrutura do material durante a soldagem. Durante o ciclo térmico da soldagem, parte das tensões geradas com essa contração gera deformações internas da microestrutura, e outra parte é convertida em distorção do conjunto soldado, sendo que são essas deformações de microestrutura, juntamente com as distorções na peça, que equilibram as tensões internas causadas pela contração do cordão de solda ao solidificar (RADAJ, 2003). A quantidade de deformação permitida pelo material será diretamente proporcional às propriedades mecânicas do mesmo, um material mais dúctil permitirá uma deformação maior da microestrutura (CHATURVEDI e CHEN, 2004).

Deste modo, se o material apresenta uma microestrutura recristalizada (por exemplo, a têmpera O), o gradiente de temperatura promovido pela soldagem poderá causar deformações internas na microestrutura do material, uma vez que esta encontra-se recristalizada e com menores limites de escoamento, quando comparada aos limites de resistência de um material encruado. Com isso, o material apresentará menores distorções para poder equilibrar os níveis de tensão interna causada pela contração do cordão de solda.

Considerando o mesmo aporte térmico na soldagem para as diferentes têmperas, se o material encontra-se encruado (por exemplo, a têmpera H34), o gradiente de temperatura na soldagem causará uma menor deformação na microestrutura do material, em decorrência desta microestrutura já se encontrar deformada e com maiores limites de escoamento devido ao encruamento. Consecutivamente, para equilibrar os níveis de tensão interna causadas pelas contrações no conjunto soldado, o material apresentará maiores distorções em comparação a um material com microestrutura recristalizada ou com menor encruamento.

Mathers (2002) explica que, se o material encontra-se em um estado de maior tensão interna (laminado a frio, por exemplo), essa condição pode promover maiores distorções no instante em que essas tensões são localmente liberadas devido ao aporte térmico da soldagem. Essa afirmação de Mathers (2002) é condizente com o aumento das distorções em função da têmpera, quantificada aqui através de coeficiente de distorção longitudinal. Quantidade de distorção essa, que foi proporcional ao encruamento desses materiais, respectivamente para O, H32 e H34, microestrutura recozida, fator de encruamento de 25% e fator de encruamento de 45% (item 4.1).

Outro resultado importante caracterizado neste trabalho e que pode ser correlacionado com a quantidade de distorções, é o resultado da largura da ZAC em função do grau de encruamento do material (item 5.2.1). Conforme ilustrado na Figura 5.10, a largura da ZAC aumentou em função do aumento do grau de encruamento do material, assim como ocorreu com a quantidade de distorção devido a soldagem.

À princípio, não há uma correlação entre a largura da ZAC e a quantidade de distorção provocada pela soldagem. Ou seja, a largura da ZAC não se caracterizou como uma variável de influência sobre as distorções. Mas, a conclusão que se pode tirar é que a largura da ZAC e a quantidade de distorção estão indiretamente correlacionadas através do mesmo fator de influência: o grau de encruamento do material, de modo que, quando observado aumento na quantidade de distorções em uma soldagem sem restrições, também se pode esperar a ocorrência de uma ZAC mais larga no material, seja por consequência de maiores aportes térmicos ou por consequência do aumento do encruamento do material.

### **5.3 Novos conhecimentos para minimizar distorções em chapas de Al soldadas**

É notório na literatura o conhecimento de que a soldagem gera distorções em um material e que estas distorções estão diretamente relacionadas com o aporte térmico da soldagem. Quanto maior a quantidade de calor gerado pelo processo de soldagem, maiores são as distorções desenvolvidas no material, de modo que, para se minimizar distorções em um conjunto soldado sem restrições, o principal procedimento é reduzir a energia de soldagem.

No desenvolvimento desta pesquisa, foi possível identificar e quantificar outras duas variáveis relevantes para as distorções devido à soldagem de chapas e como ocorre a influência destas variáveis. São elas: a direção de soldagem em relação ao sentido de laminação do material e o grau de encruamento do material.

Foi descoberto que a soldagem na direção paralela ao sentido de laminação do material gera maior distorção devido à soldagem, em comparação com a solda perpendicular à laminação. Foi caracterizado que essa influência da direção de soldagem foi significativamente relevante em consequência da presença da textura *Brass* no material encruado, a qual definiu características anisotrópicas nas propriedades do material entre as direções paralela e perpendicular ao sentido de laminação da chapa.

Tão importante quanto a influência da direção de soldagem em relação ao sentido de laminação foi a influência do grau de encruamento das chapas. Quanto maior o grau de encruamento no material, maior serão as distorções provocadas pela soldagem. Essa influência do grau de encruamento sobre as distorções é consequência da necessidade de se equilibrar as tensões internas no material, por conta da contração que ocorre no conjunto soldado. Quanto mais encruado estiver o material, menos ele poderá absorver tensões através da deformação plástica da microestrutura e conseqüentemente, ocorrerão mais distorções no material.

A largura da ZAC e a quantidade de distorções são variáveis que estão indiretamente correlacionadas entre si através do grau de encruamento do material. De modo que, quando observados aumentos na quantidade de distorções em uma soldagem de chapa sem restrições, também ocorrerá no material uma ZAC de maior largura.

Foi comprovado nesse trabalho que as distorções provocadas pela soldagem podem ser avaliadas quantitativamente, com um nível de significância dos resultados de 10%. Essa quantificação é feita seguindo o modelo desenvolvido nesse trabalho, onde um coeficiente de distorção longitudinal é obtido através do ajuste de uma equação de segunda ordem sobre a superfície do corpo de prova de dimensões de 200 x 150 mm.

## Capítulo 6

### Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

Com base nos objetivos propostos, nas análises que foram realizadas no presente trabalho e nos resultados obtidos, as seguintes conclusões puderam ser apresentadas.

#### 6.1 Conclusões

**Com relação ao modelo proposto para a quantificação de distorções devido à soldagem, pode-se concluir que:**

- O modelo proposto nesse trabalho para a quantificação de distorções apresentou resultados com um nível de significância de 10%, provando ser eficiente para o propósito da avaliação de distorções.
- A proposta de ajustar uma equação de segunda ordem sobre a superfície do corpo de prova possibilitou a obtenção dos coeficientes de distorção longitudinal e transversal como parâmetros para a quantificação da deformação que ocorre ao longo do CP.
- A otimização do tamanho dos corpos de prova, de 200 x 150 mm, mostrou que essas dimensões foram suficientes para manter o maior gradiente possível de temperatura nos CP's, assim como, foram suficientes para evitar que, durante o resfriamento, os CP's atingissem uma distribuição de temperatura uniforme superior a 150°C, evitando um consequente alívio de tensões e redução das distorções.

- O modo de fixação dos CP's permitiu que, durante a soldagem, estes se distorcessem livremente, sem restrições.
- O modo de fixação dos CP's permitiu que as perdas de calor no CP durante a solda ocorressem apenas por convecção e radiação, simplificando a simulação da soldagem no ANSYS ao desprezar as perdas de calor por condução.

**Com relação às variáveis de influência avaliadas aqui, têmpera e direção de soldagem em relação ao sentido de laminação, pode-se concluir que:**

- O grau de encruamento do material é uma variável de influência estatisticamente significativa sobre a quantidade de distorções causadas pela soldagem. O aumento da quantidade de distorções em função do aumento do grau de encruamento foi quantificado com o coeficiente de distorção longitudinal.
- Comparando a influência do grau de encruamento, o coeficiente de distorção longitudinal para o material Al 5052-O foi de 0,25, para o material Al 5052-H32 foi de 0,33 e para o Al 5052-H34, de 0,37, na soldagem paralela à laminação. Para a soldagem perpendicular à laminação, o coeficiente de distorção longitudinal foi, respectivamente, 0,23, 0,27 e 0,32 para esses materiais.
- A direção de soldagem em relação ao sentido de laminação das chapas é uma variável de influência estatisticamente significativa sobre a quantidade de distorções causadas pela soldagem. A realização da soldagem na direção paralela ao sentido de laminação da chapa provoca maior distorção do material, quando comparada à soldagem com o cordão perpendicular ao sentido de laminação.
- Comparando a influência da direção de soldagem em relação à direção de laminação, para o material Al 5052-H32, a soldagem paralela à laminação apresentou um coeficiente de distorção longitudinal de 0,33 contra um coeficiente de 0,27 da solda perpendicular à laminação. Para o material Al 5052-H34, a soldagem paralela à laminação apresentou um coeficiente de 0,37 contra um coeficiente de 0,32 da solda perpendicular à laminação.

- O material Al 5052-O não apresentou textura. Os materiais Al 5052-H32 e Al 5052-H34 apresentaram textura do tipo *Brass*, na direção de laminação das chapas.
- A presença da textura tipo *Brass* foi o parâmetro responsável pela influência da direção de soldagem sobre as distorções, ou seja, foi a anisotropia das propriedades mecânicas relacionadas a essa textura no material que propiciou a maior quantidade de distorção quando os corpos de prova foram soldados paralelo ao sentido de laminação.

**Com relação às avaliações de medição de largura e tamanho de grão que foram realizadas na ZAC, concluiu-se que:**

- A largura da ZAC e a quantidade de distorções são variáveis que estão indiretamente correlacionadas entre si através do grau de encruamento do material. De modo que, quando observados aumentos na quantidade de distorções em uma soldagem de chapa sem restrições, também ocorrerá no material uma ZAC de maior largura.
- O material com tempera O apresentou a ZAC com a menor largura, em torno de 2 mm, enquanto que o material com tempera H34 apresentou a maior ZAC, em torno de 7 mm de largura e o material com tempera H32 apresentou uma ZAC com largura intermediária entre as outras duas temperas, em torno de 4 mm.
- A temperatura que define o final da ZAC desenvolvida no material de tempera O foi de 510 °C (a cerca de 2 mm do metal de solda). No material de tempera H32, essa temperatura foi de 440 °C, (a 4 mm do MS), e no material de tempera H34, essa temperatura no final da ZAC foi de 345 °C (a 7 mm do MS).
- O tamanho de grão, tanto na ZAC-CG quanto na ZAC-R, não sofreu influência da variação da direção de soldagem em relação ao sentido de laminação, ou seja, da soldagem paralela e da soldagem perpendicular ao sentido de laminação do material.

## 6.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

Durante o desenvolvimento desse trabalho, surgiram dúvidas e dificuldades que exigiriam uma dedicação de trabalho a parte para obter explicações. Com base nessas observações, foi possível apresentar os seguintes tópicos como sugestões para trabalhos futuros. Esses tópicos podem ser pesquisados para contribuir com a evolução do tema aqui estudado.

- ✓ Fazer uma análise das tensões residuais provocadas pela soldagem e correlacionar essas informações com as distorções quantificadas aqui para as diferentes condições de soldagem estudadas.
- ✓ Caracterizar a quantidade de distorções para maiores graus de encruamento do material.
- ✓ Fazer a laminação de chapas de modo a obter outros tipos de textura, a fim de avaliar como se comportam as distorções em relação a essa variável.

## Referências Bibliográficas

- ANDRINO, M.H., CAETANO, S.F., SANTOS Jr., A.A. e TREVISAN, R.E.. Aplicação da acustoelasticidade para avaliação de tensões em soldas em aço API 5L X65. In: III Pan-American Conference for Nondestructive Testing. 6., 2003, Rio de Janeiro. 3° PANNDT. Rio de Janeiro: 2003. CD ROM.
- ANDERSON, T. *Aluminium weld HAZ fundamentals*. *Welding Journal*, v. 84, nº 7, 2005.
- ANDRINO, M. H.; CAETANO, S. F.; SANTOS JR, A. A. Avaliação das tensões em chapas de alumínio 7050 utilizando o efeito acustoelástico. In: Conferência Sobre Tecnologia de Equipamentos, 6, 2002, Bahia. 6ª COTEC. Bahia: 2002. CD-ROM.
- ASTM B209M: *Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Sheet and Plate*. *AMERICAN SOCIETY FOR TESTING and MATERIALS*. 2001. 29 p.
- BARRETT, C. S.; MASSALSKI, T. B. **Structure of Metals**, 3rd ed. McGraw-Hill, New York. 1966. *apud* SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. *Modern physical metallurgy and materials engineering*. 6ª ed., Woburn: Ed. Butterworth-Heinemann. 1999. 448 p.
- BARRETT, C. S.; MASSALSKI, T. B. In: *Structure of Metals*, Pergamon Oxford, p. 204. 1980. *apud* SABINO, M. E. L. S. **Desenvolvimento de filmes finos de óxidos condutores e transparentes de ZnO para aplicação em células solares**. Dissertação (Mestrado). 2007. 141p. Universidade Federal de Ouro Preto. Ouro Preto. Disponível em: [http://www.tede.ufop.br/tde\\_busca/arquivo.php?codArquivo=238](http://www.tede.ufop.br/tde_busca/arquivo.php?codArquivo=238)
- BERGMANN, H. W.; MAYER, S.; PLOSHIKHIN, V. V. *Grain selection and texture evolution during solidification of laser beam welds*. *Proceedings: International Conference on Texture and Anisotropy of Polycrystals*. Sep 22-25 1997; Clausthal, Germany. 1997.
- BEZERRA, A. C. **Simulação numérica da soldagem com aplicação à caracterização do comportamento dinâmico de estruturas soldadas**. 2006. 141 f. Tese (Doutorado). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

- BEZERRA, A. C.; RADE, D. A.; SCOTTI, A. *Finite element simulation of tig welding: Thermal analysis*. COBEM - International Congress of Mechanical Engineering, 18., 2005, Ouro Preto. **Anais...** Ouro Preto: ABCM, 2005a.
- BEZERRA, A. C.; RADE, D. A.; SCOTTI, A. *Finite element simulation of tig welding: Structural analysis*. COBEM - International Congress of Mechanical Engineering, 18., 2005, Ouro Preto. **Anais...** Ouro Preto: ABCM, 2005b.
- BOUCHE, G.; BÉCHADE, J.L.; MATHON, M.H.; ALLAIS, L.; GOURGUES, A.F.; NAZÉ, L. *Texture of welded joints of 316L stainless steel, multi-scale orientation analysis of a weld metal deposit*. **Journal of Nuclear Materials**, 277 (1), p. 91-98, Jan. 2000.
- BRAY, J.W. *Aluminum Mill and Engineered Wrought Products*. In: *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, v. 2, **ASM Handbook, ASM International**, 1992. p. 118-222
- CAETANO, S. F.; SANTOS Jr., A. A.; ANDRINO, M. H.; TREVISAN, R. E. Determinação da direção de laminação em aços API-X70 utilizando ondas ultra-sônicas cisalhantes. In: Conferência sobre tecnologia de equipamentos, 6., 2002, Bahia. **6ª COTEC**. Bahia: 2002. CD-ROM.
- CAHN, R. W. *Recovery and recrystallization*: In: **Physical Metallurgy**. North-Holland, 2<sup>nd</sup> ed., p.1129-1197, London, 1970. *apud* PADILHA, A. F.; SICILIANO, JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ed., São Paulo, p. 181-216, 1995.
- CAMILLERI, D.; GRAY, T. G. F. *Computationally efficient welding distortion simulation techniques*. **Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering**. v. 13, p. 1365-1382, 2005.
- CASTRO, N. A.; LANDGRAF, F. J. G.; PLAUT, R. L.; YONAMINE, T. Gradiente de deformação e textura em chapas de aço submetidas a laminação de encruamento. **WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO**,3., 2006, São Paulo. **Anais...** São Paulo: EPUSP, 2006. p. 71-87.
- CAVALIERE, P.; NOBILE, R.; PANELLA, F.W.; SQUILLACE, A. *Mechanical and microstructural behaviour of 2024-7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding*. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 46 (6): p. 588-594, May. 2006.
- CHATURVEDI, M. C.; CHEN, D. L. *Effect of specimen orientation and welding on the fracture and fatigue properties of 2195 al-li alloy*. **Materials Science and Engineering A**. v. 387, 389. p. 465-469. 2004.
- CHEN, Y. P.; LEE, W. B.; TO, S. *Influence of initial texture on formability of aluminum sheet metal by crystal plasticity FE simulation*. **Journal of materials processing technology**. v.192, 193. p. 397-403. 2007.

- CHIN, G. Y. *Metallographic principles: Texturized structures*. In: M.B. Bever, **8th ed - Metals Handbook**, ASM, v. 8, p. 229-232, 1973.
- CHO, J. H.; DAWSON, P. R. *Investigation on texture evolution during friction stir welding of stainless steel*. **Metallurgical and Materials Transactions A - Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 37A (4): p. 1147-1164, Apr. 2006.
- CHUMSKI, V.; ZANGRANDI, A. Processamento mecânico-térmico e resistência à fadiga da liga de alumínio AA 5182-H32. In: **17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz de Iguaçu, PR, Brasil, p. 6816-6825, 15 a 19 Novembro de 2006.
- COSTA, A. D. S.; ABREU, H. F. G. MIRANDA, H. C.; TEIXEIRA, L.; COSTA, R. C. S.; SILVA, C. C. Comparação dos níveis de tensões residuais para diferentes parâmetros utilizados no processo de soldagem TIG automático em aços de tubos ASTM A106 Gr. B. **4o PDPETRO**, Campinas, SP. Cod. 6-3-0433-3-2. De 21 à 24 de Outubro de 2007.
- CRUZ, L. R.; FERREIRA, C.L.; LIMA, S.M. Variações microestruturais em filmes finos de CdTe depositados pelo método de camadas elementares empilhadas e recozidos em presença de CdCl<sub>2</sub>. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, v. 19, n° 2, 2000.
- CRUZ, L. R.; LIMA, S. M. ; FERREIRA, C.L.; DHERE, R. G. Caracterização microestrutural de filmes finos de CdTe depositados pela técnica CSS e submetidos ao tratamento com CdCl<sub>2</sub>. **Revista Matéria**, v. 5, n° 2. 2001. Disponível em: <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10071/>. Acessado em março de 2007.
- CULLITY, B. D. *Elements of x-ray diffraction*. **Addison-Wesley**, 2nd edition, USA, p. 295-321, 1978.
- DENG, D.; LIANG, W.; MURAKAWA, H. *Determination of welding deformation in fillet-welded joint by means of numerical simulation and comparison with experimental measurements*. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 183, p. 219–225, 2007.
- DINGLEY, D.J. e RANDLE, V. *Microtexture determination by electron backscatter diffracton (review)*. **Journal of Materials Science**. vol. 27, pp. 4545-4566, 1992.
- DNPM. **Oferta mundial de alumínio em 2007**. Relatório do Departamento Nacional de Produção Mineral sobre produção do alumínio. 2008. Disponível em: <[www.dnpm.gov.br/assets/galeriaDocumento/SumarioMineral2008/aluminio.pdf](http://www.dnpm.gov.br/assets/galeriaDocumento/SumarioMineral2008/aluminio.pdf) >
- DOHERTY, R. D.; HUGHES, D. A.; HUMPHREYS, F. J.; JONAS, J. J.; JUUL JENSEN, D.; KASSNER, M. E.; KING, W. E.; McNELLEY, T. R.; McQUEEN, H. J.; ROLLETT, A. D. *Current issues in recrystallization: A review*. **Materials Science and Engineering A**, v. 238, p. 219-274, 1997.

- DOHERTY, R. D. *Recrystallization and texture*. ***Progress in Materials Science***, v. 42, p. 39-58, 1997.
- DOHERTY, R. D.; CHEM, L.; SAMAJDAR, I. *Cube recrystallization texture-experimental results and modeling*. ***Materials Science and Engineering A***, v. 257, p. 18-36, 1998.
- DuPONT, J. N., MARDER, A.R. *Thermal efficiency os arc welding process*. ***Welding Journal***, v. 74, n° 12, p.406s-416s, 1995.
- ENGLER, O. *Nucleation and growth during recrystallization of aluminium alloys investigated by local texture analysis*, ***Materials. Science Technology***, 12:859-872, 1996.
- EASTERLING, K. E. *Chapter 3 – The Heat Affected Zone*. In: ***Introduction to the phisical metallurgy of welding***. 1<sup>st</sup> ed. Ed. Butter Worths & Co Ltd, 1983.
- FRAGA, F. E. N.; LIBORIO, M. e TREVISAN, R. E.. *Influência da Direção e Temperatura de Laminação na Deformação de Aços Inoxidáveis Provocada pela Solda TIG*. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 5° CONEM, 2008. **Anais**, ABCM. Salvador. 2008
- FASSANI, R. N. S.; TREVISAN, R. E.; TREVISAN, O. V. *Analytical solutions for heat flow in multiple pass welding*. ***Science and technology of welding and joining***, v. 5, n. 2, p. 63-70, 2000.
- FASSANI, R. N. S. *Modelamento Analítico e Numérico da Transferência de Calor no Processo de Soldagem com Múltiplos*. 2001. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.
- GORELIK, S. S. *Recrystallization in metals and alloys*. **Mir.**, Moscow, p. 71-89, 1981. *apud* PADILHA, A. F.; SICILIANO, JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ed., São Paulo, p. 181-216, 1995.
- HAESSENER, F. *Recrystallization of metallic materials*.. Dr. Riederer-Verlag GmbH, Stuttgart, 1978. *apud* PADILHA, A. F.; SICILIANO, JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ed., São Paulo, Ed ABM p. 181-216, 1995.
- HIRSCH, J. In: *Materials Science And Technology*. 6, 1048. 1990. *apud* HUMPHREYS, F. J.; HATERLY, M. ***Recrystallyzation and Related Annealing Phenomena***. 2<sup>nd</sup> ed., Oxford: Elsevier, 2004. 628p.
- HKL TECHNOLOGY. *Tango mapping - Grid components, Boundary components*. In\_\_\_\_\_: **Manual de operação CHANEL 5 – HKL Technology**. p. 11.1 à 11.47. 2004.
- HONEYCOMBE, R. W. K. **The Plastic Deformation of Metals**. 2<sup>a</sup> ed. Londres: Edward Arnold Publishers Ltd, 1968. Cap. 12.

- HUMPHREYS, F. J.; HATERLY, M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. 2<sup>nd</sup> ed., Oxford: Elsevier, 2004. 628p.
- HUMPHRIES, F. J. *A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth based on the stability and growth of cellular microstructures*. *Acta Materialia* v. 45, n°10, p. 4231–4240, 1997.
- INAL, K; LEBRUN, J. L; BELASSEL, M. *Second-order stresses and strains in heterogeneous steels: Self-consistent modeling and X-ray diffraction analysis*. *Metallurgical and Materials Transactions A - Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 35A, n° 8, p. 2361-2369, Aug. 2004.
- INCROPERA, F. P.; DEWITT, P. D.; BERGMAN, T.; LAVINE, A. *Fundamentos de Transferência de Calor e De Massa*. 6a ed. São Paulo: LTC. 2008. 664.
- JIA, N.; PENG, R. L.; WANG, Y. D.; CHAI, G. C.; JOHANSSON, S.; WANG, G.; LIAW, P. K. *Interactions between the phase stress and the grain-orientation-dependent stress in duplex stainless steel during deformation*. *Acta Materialia*, v. 54 n°15, p. 3907-3916, Sep. 2006.
- KAISER ALUMINIUM & SALES. *Welding Kaiser Aluminium*. California, 1978.
- KANDIL, F. A.; LORD, J. D.; FRY, A. T.; GRANT, P. V. *A Review of Residual Stress Measurement Methods – A Guide to Technique Selection*. 2001. NPL Materials Centre, UK.
- KIM, K. H. AND CHUN, J. S. *X-Ray studies of SNO<sub>2</sub> prepared by chemical vapor-deposition*. *Thin Solid Films*, v. 141, p. 287-295, 1986.
- KONKOL, P. J.; MRUCZEK, M. F. *Comparison of friction stir weldments and submerged arc weldments in HSLA-65 steel*. *Supplement to the Welding Journal*, v. 86, p.187-s – 195-s, 2007.
- KOU, S. *Welding Metallurgy*. Wisconsin: John Wiley & Sons, 2002. cap. 11, p. 211-236.
- LÖW, M. *Estudo do desenvolvimento da textura durante a recristalização primária de aços ferríticos por difração de raios x e difração de elétrons retroespalhados*. 2006. 156 f. Tese (Doutorado). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo
- MAIA, I. G. *Possibilidade de segregação em laminação de chapas* [Mensagem pessoal]. Mensagem Recebida por <nfraga@fem.unicamp.br> em 24/01/2007.
- MARQUES, P.V., MODENESI, P.J. E BRACARENSE, A.Q. *Soldagem: Fundamentos e tecnologia*. Belo Horizonte: ED. Ed. UFMG, 2005, 362 p.

- MARTINS, R. V.; LIENERT, U. ; MARGULIES, L. ; PYZALLA, A. Determination of the crystallite microstrain distribution within an AlMg3 torsion sample using monochromatic synchrotron radiation. **Materials Science and Engineering A**, v. 402, p. 278-287, 2005.
- MARTINS, J. P.; PADILHA, A. F. Caracterização da liga comercial de alumínio 3003 produzida por fundição contínua de chapas (“twin roll caster”) - textura cristalográfica. **Revista Escola de Minas: Metalurgia e Materiais**. v. 60, n° 3, p. 565-569. 2007. Disponível em: < www.ipen.br/biblioteca/2007/12704.pdf>, acessado em março de 2008.
- MARQUETTE, M. YA.; BELAHCENE, F.; LU, J. *Residual stresses in laser welded aluminum plate by use of ultrasonic and optical methods*. **Materials Science and Engineering A**, v. 382, p. 257-264, 2004.
- MATHERS, G. *The welding of aluminium and its alloys*. In: *Welding design*. **Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC**, Cap. 5, Cambridge England, 2002.
- MINATEL, R. **Informações sobre a laminação das chapas liga Al 5052**. [Mensagem pessoal]. Mensagem recebida por <nfraga@fem.unicamp.br> em 08/08/2007.
- MIRANDA, H. L.; BRACARENSE, A. Q. Redução das distorções angulares em cordões de solda sobre chapa de aço de baixo carbono com a utilização da refrigeração forçada da poça de fusão. **Tecnologia em Metalurgia dos Materiais**, São Paulo, v. 4 , n°2, p. 17-20, out.-dez. 2007.
- MONTGOMERY, D. C., RUNGER, G. C. *Applied statistics and probability for engineers*. New York, Ed. John Wiley and Sons, 1996.
- MORAITIS, G.A.; LABEAS, G.N. *Residual stress and distortion calculation of laser beamwelding for aluminum lap joints*. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 198, p. 260–269. 2008.
- MOUTINHO, H. R.; HASOON, F. S.; ABULFOTUH, F. AND KAZMERSKI, L. L. *Investigation of polycrystalline CdTe thin films deposited by physical vapor deposition, close-spaced sublimation, and sputtering*. **Journal of Vacuum Science & Technology A-Vacuum Surfaces and Films**, v. 13, n° 6, p. 2877-2883, 1995.
- NAKA, T., TORIKAI, G., HINO, R., YOSHIDA, F. *The effects of temperature and forming speed on the forming limit diagram for type 5083 aluminum–magnesium alloy sheet*. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 113, 648–653. 2001.
- OWEN, R.A.; PRESTON, R.V.; WITHERS, P.J.; SHERCLIFF, H.R.; WEBSTER, P.J. *Neutron and synchrotron measurements of residual strain in TIG welded aluminium alloy 2024*. **Materials Science and Engineering**. v. A346, p. 159-167, 2003.

- PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ed., São Paulo: Ed. ABM, p. 181-216, 1995.
- PARK, J. J. *Predictions of texture and plastic anisotropy developed by mechanical deformation in aluminum sheet*. **Journal of Materials Processing Technology**. v.87. p. 146–153. 1999.
- PARK, S. C. H.; SATO, Y.S; KOKAWA, H.; OKAMOTO, K.; HIRANO, S.; INAGAKI, M. *Microstructural characterization of stir zone containing residual ferrite in friction stir welded 304 austenitic stainless steel*. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 10, n° 5, p. 550-556, Sep. 2005.
- PEEL, M.; STEUWER, A.; PREUSS, M.; WITHERS, P.J. *Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds*. **Acta Materialia**, v. 51, n° 16, p. 4791-4801, Sep. 2003.
- POTTER, M. D. G.; DIXON, S.; DAVIS, C. *Development of an automated non-contact ultrasonic texture measurement system for sheet metal*. **Material Science Technology**. v. 15, p. 1303–1308, 2004.
- PRESTON, R.V.; SHERCLIFF, H.R.; WITHERS, P.J.; SMITH, S. *Physically-based constitutive modeling of residual stress development in welding of aluminium alloy 2024*. **Acta Materialia**, v. 52, p. 4973-4983, 2004.
- RADAJ, D. **Heat Effects of Welding; Temperature Field, Residual Stress, Distortion**. Ed. Springer-Verlag, Germany, 1992, 348 p.
- RADAJ, D. **Welding residual stresses and distortion: Calculation and measurement**. Düsseldorf: Ed. DVS-Verlag, 2003. 397 p.
- RANDLE, V. and ENGLER, O. *Descriptors of orientation, In: Introduction to Texture Analysis – Macrotecture, Microtexture e Orientation Mapping*. Amsterdam: Gordon and Breach Science Publishers. 1st. ed. P.13-58. 2000.
- REED-HILL, R. E. **Physical Metallurgy Principles**. 2<sup>a</sup> ed. Nova York: D. Van Nostrand Company, p. 14-15, 1973.
- RYBICKI, F. *Computational methods for calculating weld residual stresses in pipes*. In: **Welding: Theory and Practice**. Edited by Olson, D. L., Dixon, R. & Liby, A. L. Elsevier Science Publishers. 1990.
- RIOS, P. R.; SICILIANO JR. F.; SANDIM, H. R. Z.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. *Nucleation and growth during Recrystallization*. **Materials Research**, v. 8, n° 3, p. 225-238, 2005.

- RODRIGUES, M. I.; IEMMA, A. F. **Planejamento de experimentos e otimização de processos: Uma estratégia senquencial de planejamentos**. 1<sup>a</sup>. ed. Campinas: Casa do Pão de Queijo Editora, 2005, 326 p.
- SABBAGHZADEH, J.; AZIZI, M.; TORKAMANY, M. J. *Numerical and experimental investigation of seam welding with a pulsed laser*. **Optics & Laser Technology**, v. 40, p.289–296, 2008.
- SABINO, M. E. L. S. **Desenvolvimento de filmes finos de óxidos condutores e transparentes de ZnO para aplicação em células solares**. Dissertação (Mestrado). 2007. 141p. Universidade Federal de Ouro Preto. Ouro Preto. Disponível em: [http://www.tede.ufop.br/tde\\_busca/arquivo.php?codArquivo=238](http://www.tede.ufop.br/tde_busca/arquivo.php?codArquivo=238)
- SATO, Y. S.; NELSON, T.W.; STERLING, C.J. AND STEEL, R.S. *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel*. **Materials Science and Engineering A - Structural Materials Properties Microstructure and Processing**, v. 397 (1-2); p. 376-384, Apr. 2005.
- SATO, Y. S.; NELSON, T. W.; STERLING, C. J. *Recrystallization in type 304L stainless steel during friction stirring*. **Acta Materialia**, v. 53, p. 637–645, 2005.
- SATO; SUGIURA, Y.; SHOJI, Y.; PARK, S. H. C.; KOKAWA, H.; IKEDA, K. *Post-weld formability of friction stir welded Al alloy 5052*. **Materials Science and Engineering**, v. 369 A, p. 138–143, 2004.
- SANTOS JR., A. A.; BRAY, D. E.; ANDRINO, M. H.; CAETANO, S. F.; TREVISAN, R. E. *Evaluation of the Rolling Direction Effect in the Acoustoelastic Properties for API 5L x70 Steel use in Pipelines*. In: *Recent Advances in Nondestructive Evaluation for Material Science and Industries, 2004, San Diego - CA - USA*. **Proceeding of the Recent Advances in Nondestructive Evaluation for Material Science and Industries**, v. 484. p. 85-90, 2004.
- SHANKAR, K. e WU, W. *Effect of welding and weld repair on crack propagation behaviour in aluminium alloy 5083 plates*. **Materials and Design**, v. 23, p. 201-208, 2002.
- SHIN, E. J.; SEONG, B. S.; LEE, C. H.; and HUH, M. Y. *Quantitative phase analysis of strongly textured alloy mixtures using neutron diffraction*. **Journal of Applied Crystallography**, v. 35, p. 571-576, 2002.
- SUÁREZ, J. C.; REMARTÍNEZ, B.; MENÉNDEZ, J. M.; GÜEMES, A.; MOLLEDA, F. *Optical fibre sensors for monitoring of welding residual stresses*. **Journal of Materials Processing Technology**, v.143-144, p.316-320, 2003.
- SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern physical metallurgy and materials engineering**. 6<sup>a</sup> ed., Woburn: Butterworth-Heinemann. 1999. 448 p.

- SUZUKI, R.; TREVISAN, R. E.; TREVISAN, O. *Analytical solutions for heat flow in multiple pass welding. Science and Technology of Welding and Joining*, v. 5 n° 2, p. 63-70, 2000.
- SOUZA, M.S.; PINTO, A.L.; DHERE, R.G.; FERREIRA, C.L.; CRUZ, L.R. Determinação da microtextura de filmes finos fotovoltaicos de CdTe em um microscópio eletrônico de varredura usando EBSD. **Revista Matéria**, ISSN 1517-7076, v. 5, n° 2. 2001. **Disponível em:** <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10080/>
- 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*, v. A246, p. 45-54, 1998.
- TANALA, E.; BOURSE, G.; FREMIOT, M.; DE BELLEVAL, J. F. *Determination of near-surface residual-stresses on welded-joints using ultrasonic methods. NDT & E International*, v. 28, n° 2, p. 83-88, Apr. 1995.
- TANG, K.; WANG, CH.; HUANG, Y.; Xu, X. *Analysis on preferred orientation and purity estimation of Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>. Journal of Alloys and Compound*, v. 329, p. 136-141, 2001.
- TOROS, S.; OZTURK, F.; KACAR, I. *Review of warm forming of aluminum–magnesium alloys. Journal of Materials Processing Technology*. v.207, p. 1–12. 2008.
- VASCONCELOS, V.; VASCONCELOS, W. L.. *Development of a Methodology for Microstructural Description. Materials Research*. v. 2, N. 3, p. 127-132, 1999.
- VIEIRA, Jr, A. B. **Identificação de Tensões em Placas Retangulares a partir de Respostas Vibratórias, com aplicação a Tensões Residuais de Soldagem**. 2003. 194p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.
- VIEIRA Jr, A. B.; RADE, D. A. *Identification of Stresses in Plates from Dynamic Responses. In: XXI IMAC – International Modal Analysis Conference*, Florida, USA, 2003.
- WANG, Y.D.; PENG, R. L.; WANG, X. L.; MCGREEVY, R.L.. *Grain-orientation-dependent residual stress and the effect of annealing in cold-rolled stainless steel. Acta Materialia*, v. 50, n° 7, p. 1717-1734, Apr. 2002.
- WANG, Y. D.; PENG, R. L.; MCGREEVY, R. *High anisotropy of orientation dependent residual stress in austenite of cold rolled stainless steel. Scripta Materialia*, v. 41, n° 9, p. 995-1000, 1999.
- WELDING HANDBOOK**, 8th ed., American Welding Society - AWS, Miami, FL, v. 1, p. 2–32, 1991.
- WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. *Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. Materials Science and Technology*. v. 17, p. 355-365, 2001a.

WITHERS, P. J., BHADESHIA, H. K. D. H. *Residual stress. Part 2 – Nature and origins. Materials Science and Technology*. v. 17, p. 366-375, 2001b.

ZHU, X. K.; CHAO, Y. J. *Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation. Computers and Structures*. v. 80, p. 967–976. 2002.

## Apêndice A

Linha de comandos do programa elaborado em *MatLab* para avaliação dos resultados de medição de distorção.

```
clc
clear all
n=18; %número total de CPs (número de réplicas tem que ser iguais para cada condição)
q=n/6; %determina o numero de réplicas a partir de n
CP=[10 11 12 16 17 18 22 23 24 28 29 30 36 37 38 40 41 42];
%ordem dos CPs: O Long, O Trans, H32 Long, H32 Trans, H34 Long, H34 Trans

if n==length(CP) %verifica se n e CP foram informados corretamente
    for w=1:n
        %leitura do arquivo do excel
        n1='CP';
        n2=num2str(CP(w));
        n3='.xls';
        nome=[n1 n2 n3]
        P=xlsread(nome, 'Plan1', 'd1:i12')

        clear x; clear y; clear z;

        %interpolação longitudinal (y fixo - paralelo ao cordão - z=f(x))
        for i=1:11;
            z(i)=P(i,6);
            x(i)=P(i,4);
        end
        plo=polyfit(z,x,2);

        %interpolação transversal (x fixo - perpendicular ao cordão - z=f(y))
        for i=1:12;
            z(i)=P(i,3);
            y(i)=P(i,2);
        end
        ptr=polyfit(z,y,2);

        %Matriz de coeficientes a
        alo(w)=abs(plo(1));
        atr(w)=abs(ptr(:,1));
    end

    R=[[CP'] [alo'] [atr']]

    xlswrite('result', R)

    %xlswrite('result_Lo', alo');
    %xlswrite('result_Tr', atr');

else
    msg = 'O valor n nao corresponde a quantidade de CPs informados no vetor CP'
end
```

## Apêndice B

Linha de comandos do programa elaborado em *MatLab* para avaliação dos resultados de medição de tamanho de grão.

```
clc
clear all

%Ler arquivo de imagem e guarda-o em I
I = imread('m6 - ZAC_R.TIF');

%Tamanho das imagens tratadas: 502 x 417 pixeles.
%110 pixeles = 100 $\mu$ m  $\rightarrow$  1 $\mu$ m = 1.1 pixeles
%Area  $\mu$ m = Area pixels / 1.1

%Mostrar a imagem lida
figure, imshow(I)

%Converter a imagem em branco e preto objetivando a delimitação dos contornos de grãos..
threshold = graythresh(I);
bw = im2bw(I,threshold);

%Mostrar imagem em branco e preto
figure, imshow(bw)

%Fazer a contagem dos grãos (contornos fechados).
[labeled,numObjects] = bwlabel(bw,4); % 4-connected

%Mostrar a quantidade de grãos.
numObjects

%Determinar as áreas de cada grão e guarda-o em allgrains.
allgrains = [graindata.Area]

%Determinar a área media dos grãos e guarda-o em area_media.
area_media = mean(allgrains)

%Determinar a área máxima de grão e guarda-o em max_area.
max_area = max(allgrains)

%Mostra o histograma das áreas.
nbins = 20;
figure,hist(allgrains,nbins)

end
```