

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**Análise do Efeito da Deformação na Formação
da Microestrutura e na Rejeição de Solutos
Durante a Solidificação de Placas Finas**

**Autor: João Lobo Peralta
Orientador: Prof. Rezende Gomes dos Santos**

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Análise do Efeito da Deformação na Formação da Microestrutura e na Rejeição de Solutos Durante a Solidificação de Placas Finas

Autor: João Lobo Peralta

Orientador: Prof. Rezende Gomes dos Santos

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, 2003
S.P. – Brasil

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

P41a Peralta, João Lobo
Análise do efeito da deformação na formação da
microestrutura e na rejeição de soluto durante a
solidificação de placas finas / João Lobo Peralta
Cambraia.--Campinas, SP: [s.n.], 2003.

Orientador: Rezende Gomes de Santos
Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fundição contínua. 2. Aço inoxidável austenítico.
3. Metais deformação. 4. Aço metalografia. I. Santos,
Rezende Gomes dos. II. Universidade Estadual de
Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III.
Título.

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

TESE DE DOUTORADO

**Análise do Efeito da Deformação na Formação
da Microestrutura e na Rejeição de Solute
Durante a Solidificação de Placas Finas**

Autor: João Lobo Peralta

Orientador: Prof. Rezende Gomes dos Santos

**Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos, Presidente
UNICAMP**

**Prof. Dr. Paulo Roberto Mei
UNICAMP**

**Prof. Dr. Amauri Garcia
UNICAMP**

**Prof. Dr. Cláudio Shyinti Kiminami
UFSCar**

**Prof. Dr. Carlos de Moura Neto
ITA**

Campinas, 03 de dezembro de 2003.

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha querida esposa Mirian e minhas filhas Diana e Ísis. Que Deus as abençoe sempre.

Agradecimentos

Para que tivesse êxito na realização deste trabalho agradeço de coração:

A Deus, por ter iluminado meu caminho com saúde e força de espírito.

Ao Prof. Rezende Gomes dos Santos pela orientação, paciência e compreensão das dificuldades que enfrentei durante a realização deste trabalho.

Aos pesquisadores: Maria Dorotéia Sobral, Suzimara Andrade Ducatti, Ricardo Andrade, Maria Aparecida Domingos, Jean Robert Rodrigues, Manoel Peres, José Eduardo Spinelli, em especial aos meus conterrâneos Cláudio Alves e Ivaldo Leão, pela preciosa amizade.

À Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, e à imensa ajuda dos seus técnicos e funcionário Sergio Gomes, Claudenete Leal, Rita Jacon, Geraldo Salustiano, Daniel Pisoni e ao amigo, Emilcio Cardoso (Laboratório de Feixe de Elétrons), que sempre encontrava um jeito de me ajudar a realizar as tarefas mais difíceis.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica do Pará, por ter permitido o meu afastamento para mais esta jornada.

Ao amigo e companheiro de luta Otávio Rocha pelo inestimável apoio.

Ao Prof. Antônio Roberto de Oliveira que, como coordenador, foi um amigo e como amigo, foi um irmão.

À Secretaria Executiva de Ciência, Tecnologia e Meio Ambiente do Estado do Pará pelo seu Programa Paraense para Formação e Fixação de Recursos Humanos, pela concessão de bolsa de estudos.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP), à Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP), e à Companhia Siderúrgica de Tubarão, pelo suporte financeiro.

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo pela preparação da liga não-ferrosa empregada nos experimentos.

À minha esposa Mirian, pelo seu amor e carinho, mesmo que estando distante, e a nossas filhas Diana e Ísis, que sempre me deram alegria e felicidade.

Aos meus pais, Paulo e Terezinha Peralta, que em sua simplicidade sempre mostraram o valor dos estudos e aos meus irmãos Augusto e Alexandre, que sempre estiveram ao meu lado.

Aos meus sogros Abílio e Benedita, pelas orações.

Obrigado.

“Se nós podemos crescer, as árvores também podem”.

Ísis Peralta (8 anos)

Resumo

PERALTA, João Lobo, *Análise do Efeito da Deformação na Formação da Microestrutura e na Rejeição de Solute Durante a Solidificação de Placas Finas*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003, Tese de Doutorado.

Dada a importância no estudo da solidificação de placas finas, neste trabalho é utilizado um sistema que permite a simulação física das etapas iniciais do processo de lingotamento contínuo de placas finas para realização de experimentos de laboratório sob diversas condições de solidificação. Para isso, nos experimentos foram utilizadas uma liga não ferrosa Pb-2,5%Sb que tem baixa temperatura de fusão, sendo de fácil manipulação e apresentando estrutura bem característica, e o aço inoxidável austenítico AISI 304, por ser bastante utilizado no processo de lingotamento contínuo de placas finas e manter a estrutura bruta de solidificação até o final do processo. Esses materiais se mostraram portanto, adequados para a análise do efeito do grau de deformação na solidificação de placas finas. Para a liga não ferrosa foram obtidas placas finas em molde refrigerado sem redução e com reduções de 10 e 20 mm na espessura. Para o aço inoxidável foram obtidas placas em molde de areia e em molde refrigerado sem redução e com redução de 5 e 10 mm na espessura. Destas placas foram retiradas amostras para análise do comportamento macro e microestrutural e da segregação de soluto ao longo da espessura e entre os ramos dendríticos.

Palavras Chave

- Solidificação, Placas finas, Redução do núcleo líquido, Segregação.

Abstract

PERALTA, João Lobo, *Analysis of the Effect of Deformation in Microstructure Formation and Solute Rejection during Solidification of Thin Slabs*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003, Thesis (Doctor).

Due to the importance of the study of thin slab solidification, in this work it is used a system that allows the physical simulation of initial stages of thin slab continuous casting process in laboratory experiments under several solidification conditions. Experiments were carried out using Pb-2,5%Sb alloy that presents low melting temperature and characteristic structure, and the AISI 304 austenitic stainless steel, that is used in thin slab continuous casting process and that keeps the as-cast structure until the ambient temperature. These alloys are convenient to analyze the effect of deformation in the thin slab solidification. For the Pb-2.5%Sb alloy thin slabs were obtained in chilled mold without reduction and with thickness reductions of 10 and 20 mm. For the stainless steel thin slabs were obtained in sand mold and in chilled mold without reduction and with thickness reduction of 5 and 10 mm. Macrostructure and microstructure analysis and solute segregation measurements along the thickness and among dendritic arm spacing analysis were carried out using samples obtained from the slabs.

Key Words

- Solidification, Thin slabs, Liquid core reduction, Segregation.

Índice

Lista de Figuras	xiii
Lista de Tabelas	xx
Nomenclatura	xxi
1 Introdução	01
1.1 Considerações Gerais	01
1.2 Princípios do Lingotamento Contínuo de Placas Finas	02
1.2.1 Características do Processo TSC	03
1.2.2 Novas Tendências do Processo TSC	05
1.2.3 Diferenças entre os Processos CSP e ISP	06
1.2.4 Lingotamento de Tiras	07
1.3 Considerações Finais	09
1.4 Objetivos	10
2 Simulação do Lingotamento Contínuo de Placas Finas	12
2.1 Considerações Iniciais	12
2.2 Simulação Numérica do Processo de Lingotamento Contínuo	13
2.2.1 Modelos Macroscópicos	13
2.2.2 Modelos Microscópicos	18
2.2.3 Modelos Acoplados	21
2.3 Simulação Física do Lingotamento Contínuo	22
2.3.1 Simuladores do Resfriamento Primário	23
2.3.2 Simuladores de Lingotamento de Placa Fina com Núcleo Líquido	28

3 Modo de Solidificação dos Aços Inoxidáveis Austeníticos	37
3.1 Considerações Iniciais	38
3.2 Efeito da Composição Química na Formação da Estrutura	39
3.3 Modos de Solidificação	40
3.4 Redistribuição de Solutos	49
3.4.1 Modo de Solidificação Austenítica	50
3.4.2 Modo de Solidificação Ferrítica	53
3.4.3 Influência das Condições de Resfriamento	56
4 Metodologia Experimental	59
4.1 Considerações Gerais	59
4.2 Materiais Utilizados	59
4.3 Moldes Utilizados	61
4.3.1 Molde de Areia	61
4.3.2 Molde Refrigerado	62
4.4 Aquisição de Dados	66
4.5 Fornos Utilizados	67
4.6 Procedimento Experimental	68
4.6.1 Placas Finas de Pb-2,5%Sb	68
4.6.2 Placas de Aço Inoxidável	70
4.7 Caracterização	73
4.7.1 Macroestrutura	73
4.7.2 Microestrutura	75
4.7.3 Macrossegregação	76
4.7.4 Microssegregação	76
5 Análise dos Resultados	78
5.1 Introdução	78
5.2 Perfis de Temperatura	79
5.2.1 Liga Pb-2,5%Sb	79
5.2.2 Aço Inoxidável	83

5.3 Macroestruturas de Solidificação	88
5.3.1 Liga Pb-2,5%Sb	88
5.3.2 Aço Inoxidável	91
5.4 Microestruturas de Solidificação	95
5.4.1 Liga Pb-2,5%Sb	95
5.4.2 Aço Inoxidável	103
5.5 Distribuição de Solute	113
5.5.1 Macrossegregação	114
5.5.2 Microsegregação	118
6 Conclusões e Propostas para Trabalhos Futuros	126
Conclusões	126
Propostas para Trabalhos Futuros	128
Referências Bibliográficas	129

Lista de Figuras

Figura 1.1 – Versão inicial do processo CSP instalado na usina da NUCOR (Birat, 1998).	06
Figura 1.2 – Desenho esquemático do processo ISP da Averdi em Cremona, na Itália (Rizzo, 1999).	07
Figura 1.3 – Máquina experimental do processo SC utilizada pela usina de Hikari Works, no Japão (Birat, 1998).	08
Figura 2.1 – Diagrama esquemático da amostra durante a simulação realizada por Kaspar e Fließ (1991): (a) fusão, (b) e (c) solidificação controlada, (d) deformação plana a quente e (e) resfriamento controlado.	23
Figura 2.2 – Esquema do sistema de aquecimento e solidificação controlada usado por Kaspar e Fließ (1991).	24
Figura 2.3 – Diagrama esquemático do aparato utilizado por Bobadilla et al (1993).	28
Figura 2.4 – Simulador com parede móvel inclinável utilizado por El Gamal et al (1992).	29
Figura 2.5 – Vista superior do simulador de lingotamento contínuo de placas finas utilizado por Essadiqi et al (1994).	32
Figura 2.6 – Simulador de Lingotamento de Placas Finas.	34
Figura 3.1 – Modificações de composições a partir do aço inoxidável austenítico visando propriedades especiais (Padilha e Guedes, 1994).	38
Figura 3.2 – Esquema de um corte vertical do diagrama de fase Fe–Cr–Ni para 19% Cr, mostrando os modos de solidificação (Allan, 1995).	42
Figura 3.3 – Diagrama de equilíbrio binário Fe–Cr (Padilha e Rios, 2002).	44
Figura 3.4 – Diagrama de equilíbrio ternário Fe–Cr–Ni (Padilha e Rios, 2002).	44

Figura 3.5 – Seção de um diagrama de equilíbrio quaternário do sistema Fe–Cr–Ni–Mo para 70% Fé, à temperatura de 816 °C (Padilha e Rios, 2002).	45
Figura 3.6 – Diagrama do modo de solidificação (Allan, 1995).	47
Figura 3.7 – Diagrama de Schaeffler para os aços inoxidáveis com as regiões superpostas de ligas ferríticas, austeníticas, martensíticas e duplex (Padilha e Rios, 2002).	48
Figura 3.8 – Esquema de distribuição de elementos austenitizantes e ferritizantes em aços inoxidáveis que iniciam a solidificação com a formação de austenita (Allan, 1995).	52
Figura 3.9 – Esquema de distribuição de elementos austenitizantes e ferritizantes em aços inoxidáveis que solidificam apenas com a formação de austenita (Allan, 1995).	52
Figura 3.10 – Esquema de distribuição de cromo e níquel em ligas que iniciam a solidificação com a formação de ferrita (Allan, 1995).	56
Figura 4.1 – Caixa de moldagem com o macho de madeira.	61
Figura 4.2 – Molde de areia: (a) sem a tampa e (b) fechado.	62
Figura 4.3 – Experimento preparado.	63
Figura 4.4 – Simulador de Lingotamento Contínuo de Placas Finas.	63
Figura 4.5 – Partes componentes do simulador de lingotamento contínuo de placas finas.	63
Figura 4.6 – Simulador de Lingotamento Contínuo preparado para o experimento.	65
Figura 4.7 – Disposição dos termopares: (a) no molde de areia e (b) no molde metálico.	66
Figura 4.8 – Sistema de aquisição: (a) módulos condicionadores de 16 canais e (b) computador com placa de aquisição.	67
Figura 4.9 – Forno de resistência elétrica tipo cuba.	67
Figura 4.10 – Forno elétrico de indução.	68
Figura 4.11 – Tomada de temperatura da liga Pb-2,5%Sb com termômetro digital.	69
Figura 4.12 – Medição de temperatura no forno elétrico de indução com termopar de imersão.	70
Figura 4.13 – Acréscimo de CaSi.	70
Figura 4.14 – Vazamento do aço líquido em molde de areia.	71
Figura 4.15 – Exemplos de experimentos que apresentaram falhas na aquisição.	72
Figura 4.16 – Experimento realizado em molde de areia e a placa obtida.	72
Figura 4.17 – Esquemas de estudo metalográficos das placas finas.	73

Figura 4.18 – Parâmetros microestruturais e procedimentos de medidas de EDP (λ_1) e EDS (λ_2).	76
Figura 4.19 – Exemplo de análise pontual entre dois ramos dendríticos primários (A-B) em uma placa de aço inoxidável.	77
Figura 5.1 – Curvas de resfriamento da placa fina de Pb-2,5%Sb com 60 mm de espessura sem sofrer deformação, obtida no simulador de lingotamento contínuo.	79
Figura 5.2 – Detalhe das curvas de resfriamento a 15 mm da parede do molde e no centro da placa fina de Pb-2,5%Sb com 60 mm de espessura.	80
Figura 5.3 – Curvas de resfriamento da placa fina de Pb-2,5%Sb deformada de 60 mm para 40 mm de espessura obtida no simulador de lingotamento contínuo.	81
Figura 5.4 – Detalhe das curvas de resfriamento a 15 mm da parede do molde e no centro da placa fina de Pb-2,5%Sb com espessura final de 40 mm.	82
Figura 5.5 – Curvas de resfriamento da placa fina de Pb-2,5%Sb deformada de 60 mm para 50 mm de espessura obtida no simulador de lingotamento contínuo.	82
Figura 5.6 – Esquema do deslocamento do termopar central no processo de solidificação de uma placa fina deformada com seu núcleo ainda no estado líquido.	83
Figura 5.7 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável com 60 mm de espessura, obtida em molde de areia.	84
Figura 5.8 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável com 60 mm de espessura sem sofrer deformação, obtida no simulador de lingotamento contínuo.	85
Figura 5.9 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável deformada de 60 mm para 58 mm de espessura, obtida no simulador de lingotamento contínuo.	86
Figura 5.10 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável deformada de 60 mm para 55 mm de espessura, obtida no simulador de lingotamento contínuo.	87
Figura 5.11 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável deformada de 60 mm para 50 mm de espessura, obtida no simulador de lingotamento contínuo.	87
Figura 5.12 – Detalhe das curvas de resfriamento a 15 mm da interface metal/molde e no centro da placa deformada em 10 mm.	88
Figura 5.13 – Macroestrutura de solidificação longitudinal da seção inferior de uma placa de Pb-2,5%Sb, obtida em molde refrigerado sem deformação.	89

- Figura 5.14 – Macroestrutura de solidificação longitudinal da seção inferior de uma placa de Pb-2,5%Sb, obtida em molde refrigerado com deformação de 10 mm. 90
- Figura 5.15 – Macroestrutura de solidificação longitudinal da seção inferior de uma placa de Pb-2,5%Sb, obtida em molde refrigerado com deformação de 20 mm. 91
- Figura 5.16 – Macroestrutura de solidificação transversal de uma placa de aço inoxidável, obtida em molde de areia. 92
- Figura 5.17 – Macroestrutura de solidificação transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado sem a aplicação de deformação. 92
- Figura 5.18 – Macroestruturas de solidificação de uma placa de aço inoxidável obtida sob deformação de 2 mm: (a) vista transversal e (b) longitudinal. 93
- Figura 5.19 – Macroestruturas de solidificação de uma placa de aço inoxidável obtida sob deformação de 5 mm: (a) vista transversal e (b) longitudinal. 93
- Figura 5.20 – Macroestrutura de solidificação de uma placa de aço inoxidável obtida sob deformação de 10 mm: (a) vista transversal e (b) longitudinal. 94
- Figura 5.21 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado sem aplicação de deformação durante a sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 14 e 16 mm e (c) entre 28,5 e 30,5 mm. Aumento de 25 X. 96
- Figura 5.22 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado com aplicação de deformação de 10 mm durante a sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 9 e 11 mm e (c) entre 24 e 26 mm. Aumento de 25 X. 98
- Figura 5.23 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado com aplicação de deformação de 10 mm durante a sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 11 e 13 mm e (c) entre 18 e 20 mm. Aumento de 25 X. 99
- Figura 5.24 – Espaçamentos dendríticos primários em relação à distância da interface metal/molde das placas de Pb-2,5%Sb: (a) sem deformação, (b) com deformação de 10 mm e (c) com deformação de 20 mm. 100

- Figura 5.25 – Espaçamentos dendríticos secundários em relação à distância da interface metal/molde das placas de Pb-2,5%Sb: (a) sem deformação, (b) com deformação de 10 mm e (c) com deformação de 20 mm. 102
- Figura 5.26 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde de areia nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 12 e 15 mm e (c) entre 28 e 31 mm. Aumento de 25 X. 104
- Figura 5.27 – Microestrutura da região central da placa de aço inoxidável apresentando cristais equiaxiais formado por sedimentação. Aumento de 40 X. 105
- Figura 5.28 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado sem sofrer deformação durante sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 11 e 14 mm e (c) entre 26 e 29 mm. Aumento de 25 X. 107
- Figura 5.29 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado com deformação de 2 mm durante sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 8 e 11 mm e (c) entre 26 e 29 mm. Aumento de 25 X. 108
- Figura 5.30 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado com deformação de 5 mm durante sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 4 e 7 mm, (c) entre 14 e 17 mm e (d) entre 22 e 25 mm. Aumento de 25 X. 110
- Figura 5.31 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado com deformação de 10 mm durante sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 13 e 16 mm e (c) entre 21 e 24 mm. Aumento de 25 X. 111
- Figura 5.32 – Espaçamentos dendríticos secundários em relação à distância da interface metal/molde das placas de aço inoxidável obtidas: (a) em molde de areia, (b) em molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm. 113
- Figura 5.33 – Distribuição do antimônio nas placas de Pb-2,5%Sb: (a) sem deformação, (b) com deformação de 20 mm. 114

- Figura 5.34 – Distribuição do níquel nas placas de aço inoxidável obtida: (a) em molde de areia, (b) molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm. 116
- Figura 5.35 – Distribuição do cromo nas placas de aço inoxidável obtida: (a) em molde de areia, (b) molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm. 116
- Figura 5.36 – Distribuição do manganês nas placas de aço inoxidável obtida: (a) em molde de areia, (b) molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm. 117
- Figura 5.37 – Distribuição do ferro nas placas de aço inoxidável obtida: (a) em molde de areia, (b) molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm. 117
- Figura 5.38 – Perfis de distribuição do antimônio entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado a partir da interface metal/molde. 119
- Figura 5.39 – Perfis de distribuição do antimônio entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado com deformação de 10 mm a partir da interface metal/molde. 120
- Figura 5.40 – Perfis de distribuição do antimônio entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado com deformação de 20 mm a partir da interface metal/molde. 121
- Figura 5.41 – Perfis de distribuição dos elementos Fe, Cr, Ni e Mn entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de aço inoxidável obtida em molde de areia a partir da interface metal/molde ao centro. 122
- Figura 5.42 – Perfis de distribuição dos elementos Fe, Cr, Ni e Mn entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado a partir da interface metal/molde ao centro. 123
- Figura 5.43 – Perfis de distribuição dos elementos Fe, Cr, Ni e Mn entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de aço inoxidável obtida com deformação de 5 mm a partir da interface metal/molde ao centro. 124

Figura 5.44 – Perfis de distribuição dos elementos Fe, Cr, Ni e Mn entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de aço inoxidável obtida com deformação de 10 mm a partir da interface metal/molde ao centro.

125

Lista de Tabelas

Tabela 1.1 – Estágios de desenvolvimento do processo near net shape contínuos casting (Doring et al, 1990).	04
Tabela 3.1 – Valores das constantes das expressões de níquel equivalente (A a E) e cromo equivalente (F a L) apresentadas por diferentes autores.	46
Tabela 3.2 – Modos de solidificação para aços austeníticos para diferentes valores do coeficiente Cr_{eq}/Ni_{eq} obtidos por alguns autores.	49
Tabela 3.3 – Coeficientes da partição de cromo e níquel entre a austenita primária e o líquido para o sistema Fe-Cr-Ni.	50
Tabela 3.4 – Coeficientes da partição de cromo e níquel entre a ferrita primária e o líquido para o sistema Fe-Cr-Ni.	54
Tabela 3.5 – Valores típicos para taxa de crescimento (R), gradiente térmico (G) e taxa de resfriamento (GR) para aços em vários processos (Suutala, 1983).	57
Tabela 4.1 – Composição química da liga Pb-2,5%Sb (% em peso).	60
Tabela 4.2 – Composição química do Aço Inoxidável AISI 304 (% em peso).	60

Nomenclatura

Letras Latinas

A	– austenita	
C_M	– concentração média	[%]
Cr_{eq}	– cromo equivalente	
F	– ferrita	
G	– gradiente térmico	[°C/cm]
GR	– taxa de resfriamento	[°C/min]
H	– coeficiente de transferência de calor	[W/m ² .K]
L	– líquido	
M	– martensita	
Ni_{eq}	– níquel equivalente	
R	– taxa de crescimento	[cm/min]
T_L	– temperatura liquidus	[°C]
T_S	– temperatura solidus	[°C]

Letras Gregas

α	– ferrita	
δ	– ferrita	
γ	– austenita	
λ_1	– espaçamento dendrítico primário	[μ m]
λ_2	– espaçamento dendrítico secundário	[μ m]

σ – fase sigma

Abreviações

AFS	– American Foundrymen’s Society (Sociedade Americana de Fundidores)	
AISI	– American Iron and Steel Institute (Instituto Americano de Ferro e Aço)	
API	– American Petroleum Institute (Instituto Americano de Petróleo)	
ASTM	– American Society for Testing and Materials	
CC	– Continuous Casting (Lingotamento Contínuo)	
CSP	– compact strip production (produção compacta de tiras)	
DSC	– direct strip casting (lingotamento direto de tiras)	
EDP	– espaçamento dendrítico primário	[μm]
EDS	– espaçamento dendrítico secundário	[μm]
HSM	– hot strip Mill (usina de tiras a quente)	
IPT/SP	– Instituto de Pesquisa e Tecnológica do Estado de São Paulo	
ISP	– inline strip production (produção em linha de tiras)	
LD	– Linz Durrer	
MEV	– microscópio eletrônico de varredura	
NNSCC	– Near Net Shape Continuos Casting	
SC	– strip casting (lingotamento de tiras)	
SLPF	– Simulador de Lingotamento Contínuo de Placas Finas	
SP	– Strip Production (produção de tiras)	
TSC	– thin slab casting (lingotamento de placas finas)	

Capítulo 1

Introdução

1.1 Considerações Gerais

Para uma indústria siderúrgica atualmente poder ser competitiva é necessário que continuamente reduza custos de produção e melhore a qualidade do produto final (Döring et al, 1990). Portanto, aumentar a capacidade, unir ou remover estágios de produção assim como reduzir custos de pessoal, matérias-primas e de energia são algumas das medidas efetivamente necessárias para esta redução (Greis, 1994).

Alguns processos que efetivamente vêm atendendo essa necessidade são os denominados genericamente de *Near Net Shape Continuous Casting* (NNSCC), nos quais se obtém produtos com dimensões mais próximas possíveis às dos produtos acabados.

Observando o grande desenvolvimento dos processos NNSCC, verifica-se a habilidade da indústria siderúrgica em se adaptar aos tempos, procurando desenvolver novas tecnologias provendo o mercado com materiais de baixo custo e alta qualidade. Uma das tecnologias que pode fazer com que isso seja possível é a conhecida como lingotamento contínuo de placas finas ou *Thin Slab Casting* (TSC) (Birat e Steffen, 1991; Wünnenberg, 1995).

1.2 Princípios do Lingotamento Contínuo de Placas Finas

A indústria siderúrgica, nesses últimos 20 anos, vem desenvolvendo maciça pesquisa em novas tecnologias. A que mais tem se mostrado evidente é a conhecida como *Near-Net Shape Continuous Casting* (NNSCC), cuja origem está baseada na tecnologia de solidificação rápida, estudo científico surgido no início dos anos 70 (Birat, 1998), nos quais as dimensões dos produtos obtidos são as mais próximas possíveis às dos produtos acabados além da possível extensão do processo de lingotamento contínuo convencional (*Continuous Casting - CC*) (Palmiere e Santos, 1998).

O NNSCC foi concebido pela integração entre centros de pesquisas com usinas produtoras, nos Estados Unidos da América, para desenvolver ferramentas que substituíssem o lingotamento contínuo convencional (CC) e as cadeiras rudimentares das usinas de tiras a quente, *hot strip mill* (HSM), equipamento por equipamento, de modo a cumprir de maneira eficiente o programa de trabalho bastante exigente dessas indústrias.

O problema maior do processo NNSCC é aproximar ao máximo a matéria-prima do produto acabado e eliminar a forte diferença entre uma usina integrada e uma mini-usina padrão. As usinas integradas, devido à grande complexidade de sua planta, e do HSM requerer grande capacidade de produção, ou seja, vários milhões de toneladas por ano, para poder recolher os benefícios da economia em elevado investimento específico, deram um incentivo ainda maior e mais atrativo ao desenvolvimento de mini-usinas (*mini-mills*).

As mini-usinas são indústrias criadas com conceito baseado na adequação do mercado local bem definido e instalações de produção simples, capazes de flexibilidade, com tecnologia que permita a migração da produção, por exemplo, de produtos longos para os de produtos planos.

Um fato importante na história do processo NNSCC foi a união de um novo conceito de tecnologia, o *thin slab casting* (TSC), ou seja, o lingotamento contínuo de placas finas, com a necessidade de produções cada vez maiores da indústria siderúrgica em todo o mundo.

O processo TSC foi inventado na Europa, mas foi inicialmente implantado em usinas integradas nos Estados Unidos da América, sendo que a primeira siderúrgica totalmente projetada para produzir tiras a quente de qualidade de aço carbono e inoxidável, começou a operar em março de 93 em Cremona, na Itália. Atualmente, é usado em todo o mundo, exceto na África.

1.2.1 Características do Processo TSC

O TSC é uma tecnologia nova e emergente, em que somente os Estados Unidos da América produzem cerca de 50 % da produção mundial, onde o mercado alvo é o de aço carbono em bitolas finas com excelente qualidade do produto acabado.

O desenvolvimento do TSC surgiu em função das seguintes questões que pediam soluções imediatas:

- A sub-utilização da usina de laminação, em torno de 30 a 40 % do tempo operacional de lingotamento;
- A qualidade superficial do material lingotado, que era melhorada através de adequação do nível de alguns elementos químicos na alimentação do forno elétrico a arco;
- A produção de produtos planos de alto acabamento final com espessuras em torno de alguns milímetros.

A principal característica do processo TSC é alcançar uma alta velocidade de lingotamento contínuo de maneira confiável e segura estando esta entre 4 e 6 m/min (Birat, 1998; Kotte et al, 1995; Wünnenberg, 1995; Fernandez e Küper, 1996). Um ponto que deve ser destacado é que o processo TSC é uma extensão direta do processo convencional (CC), podendo ser a razão pela qual, este ter sido desenvolvido em pouco mais de dez anos, que é considerado um tempo pequeno para a indústria siderúrgica.

O desenvolvimento de um processo de lingotamento contínuo de placas com espessuras de somente alguns centímetros permitem que a laminação a quente possa ser desenvolvida em linha em uma única planta. Portanto, o imenso investimento envolvido em uma usina convencional de

laminação a quente é desnecessário (Wünnenberg e Schwerdtfeger, 1995; Döring et al, 1990). Conseqüentemente, usinas com capacidade de um milhão de toneladas por ano ou menos podem introduzir no mercado produtos planos. Obviamente, a tecnologia de lingotamento contínuo de placas finas é bastante promissora para integrar usinas de aço (Bobadilla et al, 1993).

Tabela 1.1 – Estágios de desenvolvimento do processo *near net shape contínuos casting* (Döring et al, 1990).

Estágios da tecnologia em lingotamento contínuo de produtos planos		Espessura do lingote (mm)	Velocidade de lingotamento (m/min)	Tipo de produto lingotado
Convencional	Placa grossa	130-320	1-2	placa
	Placa fina	50-80	3-6	placa
<i>Near net shape casting</i>	Tira com espessura intermediária*	15-25	10-15	bobina
	Tira com espessura final	1-3	40-60	bobina

* movimento do molde para duas feiras, processo de lingotamento com deslocamento da feira, etc.

Este conjunto de processos resulta em grandes vantagens econômicas como:

- baixo custo de capital;
- baixo custo de energia;
- ausência de custo na preparação mecânica de materiais e armazenamento para placas finas; e
- baixo investimento na usina de laminação de placas finas.

Além disso, possui a vantagem metalúrgica e material de ter uma microestrutura fina e mais uniforme com boa qualidade interna.

O TSC é baseado no número de processos complementares que são aplicados conjuntamente para estabelecer uma rota de produção coerente. A redução em linha é realizada na placa ainda com o núcleo líquido ou na placa já no estado sólido. O material lingotado pode ser homogeneizado em temperatura elevada, mantendo o seu nível em um forno especial, por exemplo, um forno túnel ou uma bobinadeira a quente (Kappes, 2000). A laminação a quente pode ser realizada em uma cadeira de acabamento de um HSM, ou uma usina mais simples como uma *Steckel Mill* ou uma *Hot Planetary Mill*. O TSC produz qualquer placa fina, de 40 a 70 mm de espessura, ou placas médias de 80 a 150 mm.

1.2.2 Novas Tendências do Processo TSC

A primeira maior tendência é instalar o processo TSC em uma usina integrada. Muitas indústrias estão intensivamente envolvidas com o desenvolvimento de equipamentos para lingotamento de placas finas oferecendo vários modelos que se diferenciam basicamente na forma e dimensão do molde, tipo de válvula submersa, tipo e intensidade de deformação aplicada na região em solidificação assim como o comprimento e a espessura da placa cortada a quente (Döring et al, 1990).

A melhoria do processo TSC pode ser constatada na Mannesmann (Pleschiutchnigg et al, 1992), que empregou um forno tipo túnel, um laminador de pré-acabamento e uma bobinadeira a quente, na SMS (Schloemann-Siemag AG) que criou uma solução alternativa, forno tipo túnel móvel entre os veios de laminação alternadamente (Döring et al, 1990) e na Danieli com sua máquina de lingotamento de alto desempenho com produtos de alta qualidade (Meroni et al, 1995; Samarasekera e Briamacombe, 1999).

Mundialmente, novos processos de lingotamento contínuo de placas finas estão sendo desenvolvidos e explorados como planta piloto ou experimental. Até agora, porém, somente dois conceitos têm encontrado aplicação industrial: o processo de produção compacta de tiras, *compact strip production* (CSP), nos Estados Unidos da América (Wünnenberg e Shwerdtfeger, 1995; Birat, 1998; Korchynsky, 1999), e o processo de produção de tiras em linha, *inline strip*

production (ISP), na Itália (Pleschiutschnigg et al, 1992; Wünnenberg e Schwerdtfeger, 1995; Kothe et al, 1995).

1.2.3 Diferenças entre os Processos CSP e ISP

Algumas peculiaridades nos processos têm de ser levadas em conta. Estas peculiaridades são descritas no próprio *layout* das instalações de lingotamento contínuo de placas finas, na técnica de alimentação do molde, redução da espessura, equalização de temperatura e aquecimento da placa antes da laminação final.

No processo CSP (figura 1.2), o aço líquido entra em um molde metálico vertical que tem a forma de um funil protuberante no meio da região do menisco. Isto facilita a introdução da válvula injetora. A saída do molde é retangular e tem uma espessura interna de 50 mm. Após a solidificação, a placa entra em um forno tipo poço com aquecimento a gás, onde é aquecida à temperatura de laminação. Cinco cadeiras de laminação são usadas para a laminação à quente da placa (Fernandez e Küper, 1996).

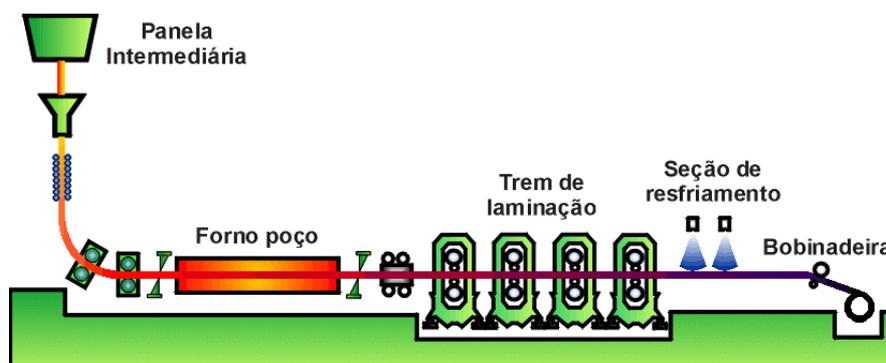


Figura 1.1 – Versão inicial do processo CSP instalado na usina da NUCOR (Birat, 1998).

O processo ISP (figura 1.3) difere do anterior em vários modos. O aço líquido é vazado em um molde em forma de arco com paredes paralelas e espessura interna de 60 a 70 mm. Diretamente abaixo do molde, a espessura da placa é reduzida para aproximadamente 40 mm na denominada ponte tenaz. Após completa solidificação, a espessura é depois reduzida para

aproximadamente 25 mm via laminação usando três cadeiras de pré-redução. Depois, a chapa é aquecida por indução à temperatura de laminação e introduzida em uma caixa de aquecimento a gás que serve como um amortecedor. A laminação final ocorre em quatro cadeiras em linha (Pleschiuschnigg et al, 1992).

O processo ISP permite uma produção mais alta de tira a quente bobinada, isto é, com consumo de energia mais baixo por unidade de produção e deste modo custos mais baixos correspondentes leva também a uma qualidade de produto melhor por causa da natureza do processo que já está representada por:

- uma solidificação com presenças de estruturas globular;
- isenção de segregação central;
- um aumento de grãos mais finos; e
- uma superfície melhorada, com grau mais alto de planicidade.

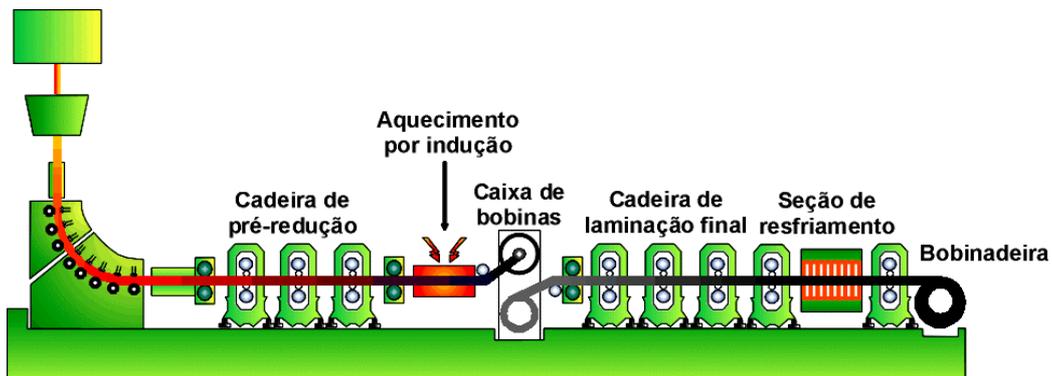


Figura 1.2 – Desenho esquemático do processo ISP da Averdi em Cremona, na Itália (Rizzo, 1999).

1.2.4 Lingotamento de Tiras

O segundo mais importante desenvolvimento da tecnologia NNSCC é o lingotamento de tiras, *strip casting* (SC), como pode ser observado na figura 1.4 (Shibuya e Ozawa, 1991).

No início da década de 80, vários fabricantes de equipamentos como ARMCO (Mellon et al, 1995a e 1995b), Westinghouse, British Steel, CSM (Centro Sviluppo Materiali), CNRC (Conseil National de Researches du Canada)/Bessemer entre outras, passaram a ser produtoras de aço investindo grandes quantidades de tempo e dinheiro em pesquisas tecnológicas para poder desenvolver qualquer tipo de processo. Entre essas pesquisas, uma que mais se destaca é o desenvolvimento da tecnologia denominada *twin-roll*, devido à possibilidade, neste processo, de se alcançar uma espessura de alguns milímetros, muito difícil nos processos de lingotamento convencional (*single roll*).

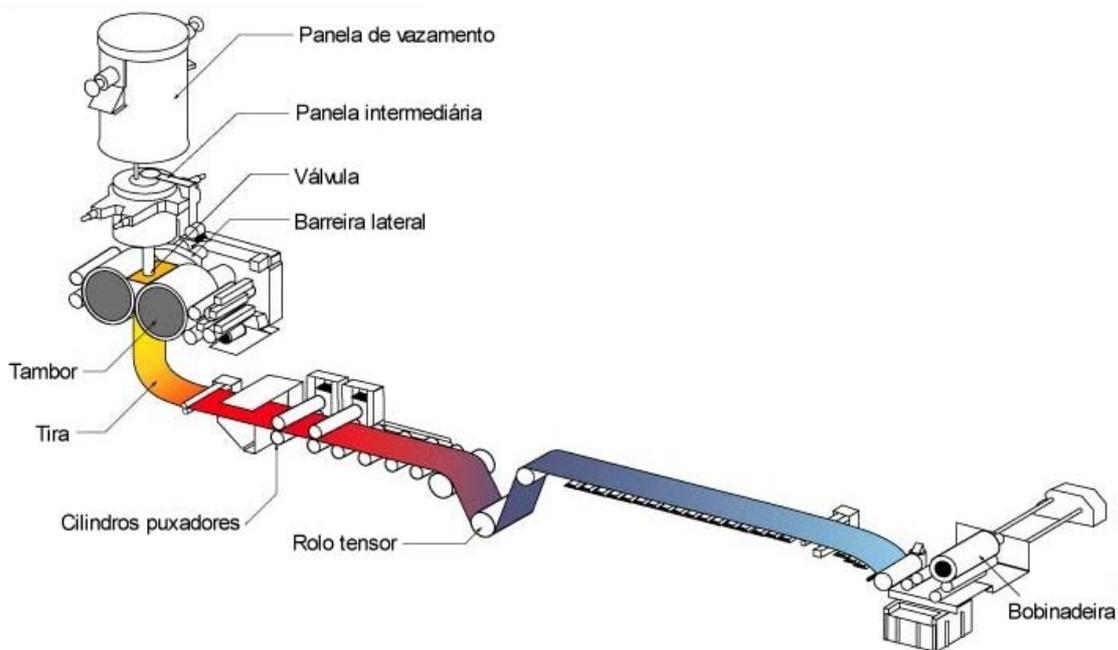


Figura 1.3 – Máquina experimental do processo SC utilizada pela usina de Hikari Works, no Japão (Birat, 1998).

Além dessa tecnologia, uma outra também se destaca. Fica situada entre o processo TSC e o SC, e é conhecida como DSC (*direct strip casting*) que está sendo estudada pela MEFOS (Metallurgical Research Institute AB) na Suécia e na Universidade Claustal na Alemanha (Nyström et al, 2000). Este processo, que tem como base um princípio diferente do *twin-roll*, pode teoricamente produzir tiras com uma faixa de 5 a 20 mm de espessura em qualquer velocidade de lingotamento. Mas atualmente,

sua produção está em torno de 100 t/h que é similar ao do processo *twin-roll* (Guthrie e Isac, 1999).

O SC é um processo fundamentalmente muito diferente do TSC e do CC, onde o mecanismo de formação da primeira casca sólida está baseada na contínua adição de material que é continuamente retirada sem qualquer lubrificante e com altíssimo fluxo de calor, na ordem de algumas dezenas de MW/m².

Nesta que se pode dizer corrida do desenvolvimento do processo SC, destacam-se quatro frentes concorrentes. A primeira delas é a parceria da Usinor com a Thyssen Stahl, com o denominado projeto Myosotis, com uma indústria-piloto localizada em Isbergue na França, que produz bobinas de aço inoxidável de 860 mm de largura e 2,5 mm de espessura. A segunda é a tecnologia da Nippon Steel, desenvolvida em uma planta piloto para 10 t de aço inoxidável 304 com 2.5 mm de espessura e 1300 mm de largura. O terceiro projeto é da BHP, que tem como objetivo produzir chapas de aço carbono galvanizadas, para aplicação em telhados. Este projeto consta de uma planta piloto para placas de 2 mm de espessura e 1300 mm de largura e 50 t de aço líquido. O quarto projeto é da CSM (Schloemann-Siemag) em conjunto com a Terni Steel.

Apesar de serem os projetos mais importantes, não significa que se manterão sempre em evidência, pois há ainda projetos que podem alcançá-los ou até superá-los em nível de tecnologia a qualquer momento como por exemplo, na Europa com a MEFOS, na Ásia com a POSCO (Pacific Metals) e na América do Norte com a Bessemer.

O lingotamento contínuo de tiras (SC) é ainda um tanto restrito, mas aos poucos está penetrando no mundo inteiro, sendo mais empregado na produção de lâminas de aço inox 304 com grande possibilidade de mercado para o aço carbono.

1.3 Considerações Finais

O processo de lingotamento contínuo de placas finas mostra o grande potencial da indústria siderúrgica no desenvolvimento de novas tecnologias. Nos dias atuais, em que o custo de energia

é um fator importante para os mais diversos tipos de processos, o TSC em relação a isso tem se destacado principalmente pelo fato de aproximar ao máximo o aço líquido do produto final (placas e tiras) eliminando etapas intermediárias.

Desde o desenvolvimento do processo LD, a indústria siderúrgica não dava um salto tão grande e tão importante. A qualidade interna e superficial dos produtos tem se mostrada elevada neste caso, principalmente nas chamadas mini-usinas, em que a laminação pode ser ou não realizada como etapa seguinte ao processo de lingotamento contínuo.

Apesar de ter sido um grande passo para indústria siderúrgica, há ainda muito que se pesquisar para garantir um produto final de qualidade. Isso significa, que o processo não é terminal, há necessidade de realizar novos estudos para desenvolver mudanças nas características do projeto de lingotamento contínuo de placas finas como, por exemplo, determinar a melhor velocidade de lingotamento, a melhor taxa de extração de calor, o melhor perfil do molde e do injetor entre outras. Para que isso ocorra, é importante que se conheçam profundamente esses parâmetros e de que maneira influenciam as imperfeições que prejudicam as propriedades dos produtos acabados, principalmente o mais importante que deve ser ainda determinado, qual o efeito sobre a segregação.

1.4 Objetivos

De acordo com o que foi apresentado anteriormente, ficou claro que, no processo de lingotamento contínuo de placas finas, o conhecimento do comportamento estrutural que o material apresenta nos estágios iniciais (englobando a passagem pelo molde e rolos extratores) é de fundamental importância, já que influenciará diretamente na qualidade do produto final. Neste caso, a utilização de um sistema de simulação física é de suma importância, pois torna viável a realização de experimentos em laboratório sob diversas condições de solidificação cujos resultados auxiliam na otimização de processos industriais. Portanto, este trabalho tem como objetivo principal analisar, usando este tipo de equipamento, o efeito da deformação durante o processo de solidificação de placas finas com o núcleo líquido, na formação da microestrutura e na segregação de soluto. Para tanto são desenvolvidas as seguintes etapas:

- Análise do comportamento da placa fina sob diferentes taxas de resfriamento;
- Análise da influência da deformação na estrutura de solidificação de placas finas; e
- Análise do efeito distribuição dos elementos de liga nas placas finas com e sem deformação.

Para isso são utilizadas neste estudo duas ligas metálicas. Uma é não ferrosa, Pb-2,5%Sb, em que se tem uma baixa temperatura de fusão, que facilita sua manipulação e apresenta estruturas características que permitem uma análise do comportamento da microestrutura sob o efeito da deformação durante a solidificação. A segunda é o aço inoxidável austenítico AISI 304, por ser bastante utilizada no processo de lingotamento contínuo de placas finas. Esse aço é conveniente na medida em que a transformação de fase no estado sólido é praticamente desprezível mantendo a mesma estrutura até o final do processo de solidificação o que também permite a análise do efeito da deformação na estrutura bruta de fusão.

Capítulo 2

Simulação do Lingotamento Contínuo de Placas Finas

2.1 Considerações Iniciais

Nestes últimos anos, houve um grande desenvolvimento no campo dos processos de manufatura dos produtos de aço, que tem levado a uma significativa melhora no custo, produtividade e qualidade. Um progresso considerável foi feito no desenvolvimento do lingotamento contínuo do ponto de vista da economia de energia pelo uso da tecnologia *near-net-shape casting*. O conceito de unir o lingotamento contínuo convencional com a laminação, eliminando a necessidade de um forno de reaquecimento, conquistou significativa aceitação devido à baixa energia requerida, o que tem levado à sua utilização em um grande número de fábricas ao redor do mundo atualmente.

A operação de lingotamento contínuo é muito complexa, e alguns fenômenos básicos como a solidificação próxima da camada de aço em contato com o molde ou a formação de estruturas de solidificação no núcleo dos produtos, não são perfeitamente controlados em escala industrial. Além disso, o subjacente mecanismo físico tem ainda que ser melhor compreendido e descrito em detalhes. Por esta razão, processos desenvolvidos no campo do lingotamento contínuo de aços vêm sendo motivo de pesquisas básicas em vários campos científicos conectados com o campo do fenômeno da solidificação como a transferência de calor, o fluxo de fluido, a formação de microestruturas e sua correlação com as propriedades mecânicas (Bobadilla et al, 1993).

É quase impossível investigar a relação complexa entre as variáveis de processo e o desenvolvimento das estruturas que controlam a qualidade final do aço, alcançada na operação de lingotamento contínuo de placas finas. Portanto, as simulações numérica e física em um laboratório são somente aproximações efetivas para investigar o desenvolvimento microestrutural nesta nova tecnologia, convertendo placas ou tiras em tiras a quente. Tais simulações fazem predições dos possíveis resultados antes de importantes tentativas serem feitas em grande escala.

2.2 Simulação Numérica do Processo de Lingotamento Contínuo

O processo de lingotamento contínuo de aço consiste de muitos subprocessos, como por exemplo, o controle da composição do banho, o controle do sistema de resfriamento primário (molde) e o do resfriamento secundário por *sprays*. Devido à alta temperatura a qual o processo é desenvolvido associado com as complexas transformações de fase, há tendências de se formarem defeitos como trincas, inclusão de escória e formação de ondulações, particularmente na superfície. Normalmente, esses defeitos não são aceitáveis nos produtos finais. Para prevenir tais formações de defeitos, um processo controlado por computador é extremamente conveniente sendo este processo dependente da otimização baseada em soluções de simulação numérica.

Nas últimas três décadas, a técnica de simulação por computador foi extensivamente aplicada para simular as diversas etapas do processo de lingotamento contínuo, assim como os simular o comportamento macro e microestrutural do próprio lingote obtido (Kin et al, 1991; Thiem et al, 1993; Thomas e Zhang, 2001). Neste caso, para se obter uma maior aproximação dos resultados quando comparados aos experimentais, há necessidade de se fazer o acoplamento de ambos os comportamentos (M'Hamdi et al, 1999).

2.2.1 Modelos Macroscópicos

Os modelos macroscópicos dão ênfase à simulação do fluxo de calor e evolução do fluxo de fluido assim como nas condições de operação do processo, sendo possível determinar as variáveis

ótimas de processo para iniciar a operação de lingotamento e para obter continuamente placas e tiras de boa qualidade.

Kim et al (1991) mostraram claramente a utilização destes modelos quando estudaram um processo que tem atraído muita atenção no desenvolvimento do lingotamento de tiras finas de aço denominado de lingotamento por fluxo planar (*planar flow melt spinning technology*). Este processo pode produzir uma tira de metal muito mais larga sendo uma importante vantagem sobre o processo *single rolle*, que consiste do arraste do metal líquido, que transborda em um distribuidor, por uma roda de aço ou de cobre refrigerado.

O objetivo principal foi simular o comportamento térmico na produção de tiras de aço com 3,0 mm de espessura. Para isto, no desenvolvimento de um modelo matemático, consideraram que o metal fundido na poça de fusão é perfeitamente homogêneo, não há deslizamento entre o metal solidificado e o molde móvel resfriado e a espessura do metal solidificado final é igual à espessura da poça fundida inicial. Assumiram também que há completa difusão do carbono no estado sólido e a zona pastosa é claramente limitada pelas regiões sólida e líquida. Como resultado, verificaram que o coeficiente de transferência de calor afeta a estrutura bruta de fusão e suas propriedades. Portanto, outros fatores como um superaquecimento do metal e a temperatura inicial do molde têm distintos mas pequenos efeitos sobre a taxa de resfriamento média e o tempo de solidificação local. Estes resultados de análise térmica dão informações valiosas sobre as características térmicas da solidificação e no processo de lingotamento de tiras de aço.

Uma outra aplicação deste tipo de modelagem no processo de lingotamento contínuo de placas finas foi feita por Huang e Thomas (1993) que desenvolveram um modelo baseado na transferência de massa e fluxo de fluido turbulento tridimensional com o objetivo de prever a extensão da variação de composição, devido à mistura de corridas, tanto na casca sólida formada como na própria placa em função das condições de lingotamento. A formação de diferentes níveis de composição ao longo do comprimento de uma placa de aço é indesejável. Isto normalmente ocorre durante a transição entre corridas, ou seja, durante a troca das painéis de vazamentos. Com este modelo eles obtiveram uma razoável aproximação entre os perfis de concentração previstos e os experimentais e verificaram que a extensão desta variação de composição depende principalmente da velocidade de lingotamento e da espessura do molde sendo, portanto, quase

inalterada pelo comprimento do molde dentro das condições estudadas. Além disso, eles verificaram que diferentes elementos como o comprimento do molde, o aumento gradual da velocidade de lingotamento e a forma da válvula submersa afetam muito pouco esta variação. Como a mistura das corridas que entra no molde, onde se forma a casca sólida, é governada por dois fenômenos que são o transporte de massa ou convecção devido à velocidade média do fluxo, que depende diretamente da velocidade de lingotamento, e a difusão de soluto devido ao movimento turbulento e o movimento ao acaso, os autores verificaram que esta é muito mais importante devido à alta turbulência em muitas regiões da poça líquida dentro da camada solidificada.

Levando em consideração os vários esforços devotados ao desenvolvimento de modelos físicos e matemáticos para compreender os processos de transportes nos sistemas de lingotamento contínuo, Aboutalebi et al (1995a), desenvolveram um modelo bidimensional com fluxo de fluido, calor e transporte de soluto, totalmente acoplados, para analisar o efeito turbulento da região líquida, o processo de solidificação e a evolução da macrossegregação em produtos lingotados continuamente. Eles utilizaram um baixo número de Reynolds para facilitar a medição do nível de turbulência e assumiram um estado estacionário, já que consideraram a velocidade de lingotamento constante. As propriedades termofísicas foram assumidas independentes da temperatura, não havendo calor latente na transformação das fases sólidas, o efeito da deformação da camada sobre a distribuição de soluto desprezível e a solidificação foi assumida ser colunar dendrítica sem formação de poros. Comparando os resultados da simulação numérica com experimentais verificaram que a velocidade de lingotamento afeta diretamente a espessura da camada solidificada na saída do molde sendo possível determinar o seu valor com razoável precisão.

Este mesmo modelo bidimensional foi novamente utilizado por estes autores (Aboutalebi et al, 1995b) para prever a velocidade, a temperatura, a energia cinética e o campo de dissipação de energia com o perfil de solidificação de um lingotador contínuo de placas de aço. Para este caso, eles compararam os resultados com os dados obtidos em uma aciaria no lingotamento do aço inoxidável AISI 304 chegando às mesmas conclusões anteriores. Além disso, notaram que a turbulência dentro do molde induz a um alto gradiente de temperatura próximo da interface

sólido-líquido e a um baixo gradiente na região completamente líquida, e que embora a superfície da face estreita da placa aumente com a velocidade de lingotamento, a temperatura em sua região central se manteve aparentemente constante.

Sabe-se que os defeitos internos e superficiais em uma placa lingotada continuamente estão relacionados às condições de fluxo do aço líquido no molde de lingotamento contínuo. Portanto, o controle do fluxo de aço, por exemplo, pelo próprio desenho da entrada da válvula submersa e pela ótimas condições de operação, tornou-se um ponto importante para a qualidade e melhora da produtividade.

Nam et al (2000) desenvolveram um modelo matemático tridimensional para analisar conjuntamente o fluxo de fluido, a transferência de calor e a solidificação no molde tipo funil usando o método do volume finito. Este modelo é capaz de calcular o fluxo de fluido tridimensional levando em conta as características do fenômeno de transporte e a geometria complexa do molde de um lingotador de placas finas. Esses autores observaram que o controle do fluxo do fluido em um molde é particularmente difícil devido à alta velocidade de lingotamento e ao seu grande volume. Portanto, o conhecimento do fenômeno de transporte é importante devido à retirada do metal estar diretamente relacionada aos problemas de crescimento não uniforme da casca sólida e à turbulência na superfície. Conseqüentemente, a qualidade da superfície pode ser cuidadosamente monitorada e controlada.

Como resultado da simulação, o fluxo básico padrão pôde ser caracterizado e os cálculos da transferência de calor mostraram com precisão as áreas onde o molde é susceptível a trincas resultantes das tensões térmicas. Além disso, simularam a camada sólida desenvolvida na saída do molde conseguindo determinar sua espessura. Esta espessura calculada apresentou uma boa concordância com as medidas obtidas de produtos que sofreram interrupção no processo de lingotamento de placas finas (*break-out*), permitindo o escoamento do metal líquido.

No processo de lingotamento contínuo de aços, a principal consideração que deve ser levada em conta é como coloca-lo em funcionamento, ou seja, entender o procedimento de desenvolvimento de uma poça metálica e a formação de casca sólida. Para isto, vários *softwares*

incluindo tipos CFX, FLUENT, FLOW3D, PHYSICA e outros baseados no método de diferenças finitas foram desenvolvidos e aplicados (Thomas e Zhang, 2001).

Hwang et al (1995) investigaram o fluxo de metal e o fenômeno de solidificação do estágio inicial de vazamento ao estado quase constante de um processo de lingotamento vertical *twin-roll* de tiras empregando um programa de elementos finitos chamado ProCAST, com a finalidade de resolver as equações acopladas de Navier-Stokes e energia. Além disso, o nível da poça à frente de solidificação e a posição da solidificação final, assim como as ondulações na superfície da poça metálicas puderam ser examinadas pelos resultados.

A principal vantagem deste software é sua grande capacidade de resolver problemas de fronteira móvel e superfície livre. Para avaliá-lo na simulação do processo de lingotamento de tiras foram realizados, paralelamente, testes para comparação, diretamente na planta industrial. Portanto, esta simulação contou com a seqüência de enchimento, o diagrama de fluxo e a distribuição da temperatura na poça de metal líquido entre os dois rolos sob uma condição real de lingotamento. Desta avaliação, o modelo de elementos finitos indicou que apresenta uma grande capacidade para simular o fluxo do fluido e o fenômeno da solidificação durante o estágio inicial do lingotamento de um processo de lingotamento vertical *twin-roll* de tiras. Sendo assim, com ajuda deste modelo é possível determinar as variáveis ótimas de processo para iniciar a operação de lingotamento e para obter continuamente tiras de boa qualidade.

Em outro estudo, Katijani et al (2001) analisaram o comportamento da macrossegregação induzida por deformação no processo de lingotamento contínuo de aços. Para este propósito, a macrossegregação induzida pela expansão interna, contração e redução suave foi calculada em uma aproximação euleriana (Thomas e Zhang, 2001), sendo desprezadas a sedimentação do grão e a contração térmica. O perfil estacionário de expansão interna do metal entre dois rolos foi determinado por um programa denominado ABAQUS, que utiliza o método de elementos finito com uma aproximação razoavelmente simples, quando comparado a outros modelos existentes.

Como mostrado, a solução satisfaz às condições de contorno impostas para o centro da placa. Este perfil de expansão interna é então usado como uma introdução ao cálculo da

segregação. Além disso, ao lado do cálculo cuidadoso do campo de velocidade do fluxo de fluido, o modelo ofereceu a vantagem de vários rolos poderem ser considerados e a influência da contração e da redução suave poderem ser quantitativamente avaliadas. Foi mostrado também, em particular, que cada seqüência de expansão interna e compressão entre dois rolos sucessivos contribuíram para o aumento da segregação central.

2.2.2 Modelos Microscópicos

Os modelos microscópicos estudam a formação da microestrutura e recebem atenção extensiva do ponto de vista da simulação numérica (Kim et al, 1991). A principal característica destes modelos é a habilidade para prever quantitativamente a evolução microestrutural de materiais relativa à nucleação, crescimento e incidência de grãos, tratamento do banho, fluxo do fluido interdendrítico e formação de defeitos.

Zou e Tseng (1992) desenvolveram um modelo para descrever o comportamento microscópico da transformação de fase de aços carbonos durante o processo de lingotamento contínuo. O propósito deste trabalho foi resolver alguns problemas que ocorriam devido às transformações de fases, como a peritética, colocando os fenômenos da nucleação dendrítica e crescimento durante a solidificação, para estabelecer um modelo simples para prever quantitativamente a melhor característica microscópica do lingotamento contínuo de aço durante a solidificação e transformação da fase sólida. O modelo incluía a solidificação dendrítica das fases delta e austenita, a transformação de fase no estado sólido austenita em delta, assim como a transformação eutetóide. Para isso, foram estudadas três ligas típicas de lingotamento contínuo de aço como demonstração, sendo estabelecida uma comparação entre os resultados do modelo com os dados experimentais. Concluíram que os modelos microscópicos desenvolvidos para ferro fundido e alumínio podem ser estendidos para o lingotamento contínuo de aço onde é necessário apenas introduzir algumas modificações. No entanto, o modelo de transformação peritética foi estabelecido com base nas observações experimentais sendo totalmente diferente dos comumente usados.

Como este modelo foi uma extensão da equação de Brody e Flemings (1966), conseqüentemente apresentou uma solução analítica muito simples. Assim, a nucleação da ferrita delta e da austenita durante a solidificação e a nucleação da perlita durante a transformação eutetoide são similares e governadas pelas mesmas equações somente com diferentes parâmetros.

Estudando ambas as tecnologias de lingotamento de placas e tiras, Thiem et al (1992) e Löser et al (1993) usaram a modelagem microscópica para obter alguma estimativa quantitativa do coeficiente de transferência de calor metal/molde para três tipos de aços: aço inoxidável, aço rápido e aço ferramenta. Para isso, é utilizada a bem conhecida dependência da microestrutura sobre as condições de resfriamento local. Como a relação entre a taxa de resfriamento e a microestrutura bruta de fusão era conhecida, então uma reanálise do comportamento da solidificação e as condições de resfriamento para as dimensões da microestrutura puderam ser obtidas. Para esta análise, o espaçamento dendrítico secundário (EDS) foi escolhido devido ser um parâmetro apropriado para uma descrição quantitativa da microestrutura de produtos lingotados. Assim, os parâmetros chaves do modelo de solidificação foram determinados para se alcançar uma adequada descrição da microestrutura bruta de fusão.

Para o desenvolvimento do modelo matemático, os autores adotaram a estrutura de um modelo unidimensional de fluxo de calor em geometria plana desprezando a convecção, o superesfriamento e a dependência das propriedades termofísicas do material com a temperatura. Considerou-se que a solidificação microscópica é descrita pela fração de sólido e a macroscópica descrita por meio da lei de Fourier. Como resultado, as análises revelaram as condições de transferência de calor durante o processo de solidificação da microestrutura bruta de fusão, onde o EDS é uma função da distância da superfície resfriada sendo razoavelmente bem descrita por um coeficiente de transferência de calor efetivo independente do tempo. O valor deste coeficiente no lingotamento de tiras finas é um pouco mais elevado do que o das placas finas. Além disso, verificaram que, em uma escala industrial, as características microestruturais das placas finas são condições prévias obrigatórias para as análises com modelos de solidificação mais sofisticados envolvendo também a transferência de calor dependente do tempo.

Como visto, a modelagem matemática do processo de solidificação é uma ferramenta útil para entender a influência dos parâmetros do processo sobre a microestrutura e já que o processo de lingotamento contínuo de tiras finas é dificilmente acessível por observação direta, Thiem et al (1993) analisaram o espaçamento dendrítico secundário (EDS) em função da distância da superfície do rolo, novamente, dentro da estrutura de um modelo de solidificação unidimensional. Eles levaram em consideração as mesmas condições anteriores para reduzir o número de cálculos matemáticos e adicionalmente consideram a temperatura de lingotamento uniforme com um superaquecimento constante acima da temperatura liquidus.

Uma comparação dos cálculos do modelo sobre o comportamento da solidificação com os resultados experimentais revelou que o espaçamento dendrítico secundário em tiras finas de aços inoxidáveis austeníticos em função da distância da superfície resfriada depende apenas da sua espessura e da transferência de calor na interface, ou seja, as diferenças entre EDS para a superfície e o centro da tira diminuem com a espessura.

Os autores verificaram também que a melhora adicional da descrição do desenvolvimento da microestrutura durante o processo de solidificação da tira requer modelo consideravelmente mais complexo incluindo a convecção na análise do fluxo de calor da poça fundida.

Miettinen (1992) apresentou um modelo matemático para a simulação da solidificação interdendrítica de aços baixa liga e inoxidáveis baseados em cálculos termodinâmicos e cinéticos feitos em um elemento de volume localizado na zona pastosa. Neste modelo, o autor considerou a estrutura dendrítica regular e o soluto totalmente miscível no líquido. Além disso, o equilíbrio termodinâmico era alcançado entre as fases sólido e líquido, a difusão de soluto era unidimensional, não havia superesfriamento necessário antes da nucleação de uma nova fase e o efeito das tensões superficiais e diferenças nos volumes molares eram desprezíveis.

O modelo foi testado comparando seus resultados com alguns resultados experimentais e uma correlação satisfatória foi obtida para aços baixa liga. Mas para os aços inoxidáveis, a correlação foi obtida somente após certas otimizações termodinâmicas. Além do mais, levando em conta as numerosas simplificações feitas no modelo, os resultados obtidos podem ser

considerados bastantes promissores. Porém, se há fortes fluxos de líquido na zona pastosa ou condições em que não haja completa miscibilidade no líquido, os resultados podem ser não muito confiáveis. Por este motivo o autor desenvolveu um modelo aproximado para calcular o líquido superesfriado causado pelo acúmulo de soluto ao redor das pontas dendríticas. Este modelo pode ser usado separadamente ou não do modelo base para mostrar o efeito do acúmulo de soluto no processo de solidificação (Miettinen, 2000).

2.2.3 Modelos Acoplados

Embora o comportamento térmico e a evolução microestrutural do lingotamento contínuo de aço tenham sido investigados em vários trabalhos, não há um modelo simples que seja capaz de descrever todos os fenômenos envolvidos. Portanto, muitas vezes é necessário fazer a união dos modelos macro e microscópicos para se ter uma da simulação com resultados mais próximos do real.

M'Hamdi et al (1999) utilizaram em seus estudos este tipo modelo, ou seja, acoplando um modelo clássico de transferência de calor para escala macroscópica com um modelo de microsegregação, levando em conta o superesfriamento da ponta das dendritas ao nível microscópico. Este modelo bidimensional é aplicado ao lingotamento contínuo de aços para indicar a importância da modelagem do fenômeno de superesfriamento e para mostrar a diferença entre os resultados obtidos com um modelo clássico de transferência de calor e o modelo desenvolvido por eles.

Embora a convecção no líquido seja desprezada neste estudo, ele pode ser estendido para incorporá-la e analisar seu efeito nas pontas das dendritas superesfriadas. Este modelo foi primeiramente aplicado para mostrar a influência do superesfriamento nos campos térmicos e de fração de massa. Os resultados mostraram que a altura da poça líquida é maior no caso dos cálculos acoplados de transferência de calor e superesfriamento obtido sem levar em conta a influência do crescimento dendrítico na transferência de calor.

De acordo com os autores, o modelo também pode ser usado para estudar a influência do resfriamento secundário, aplicado abaixo da região do molde, sobre a extensão da região

superesfriada. Quando um resfriamento secundário intenso é aplicado no molde é observado um efeito marcante. A região de superesfriamento é mais estreita do que quando o resfriamento secundário padrão é aplicado, sendo que a aplicação de um resfriamento secundário intenso pôde levar a uma redução da região equiaxial central de acordo com suas observações experimentais.

2.3 Simulação Física do Lingotamento Contínuo

O uso da simulação física do lingotamento contínuo, realizada em equipamentos e dispositivos especialmente construídos para esse fim, é de grande utilidade, uma vez que os custos com equipamentos e materiais e o tempo gasto para uma simulação são consideravelmente menores em relação a se efetuar uma ou várias corridas teste para o desenvolvimento de processo para produto específico (Gentile, 1999). Além disso, permitem monitorar as temperaturas dentro e na superfície da amostra durante a solidificação possibilitando a simulação de muitas condições de resfriamento. Isto dá a informação quantitativa sobre a cinética da formação da camada solidificada e ainda fornece o tempo em que as crostas solidificadas na superfície das amostras são formadas, assim como o momento em que ocorre o término da solidificação.

A simulação física do lingotamento contínuo pode também ser utilizada para aferir modelos numéricos através do confronto da distribuição da temperatura dentro da placa. Além disso, as temperaturas medidas em diferentes posições no molde e na placa podem ser usadas para determinar o coeficiente de transferência de calor (h) durante a simulação.

Assim, vários dispositivos foram construídos, uns para simular etapas distintas do processo de lingotamento contínuo de placas finas como o distribuidor, o molde, a região dos chuveiros, e redução do núcleo líquido e outros com a simulação em conjunto de mais de uma etapa. Destes, os mais empregados são os equipamentos de simulação do resfriamento primário e equipamentos para simulação de redução com o núcleo líquido.

2.3.1 Simuladores do Resfriamento Primário

O simulador de lingotamento contínuo, desenvolvido por Kaspar e Fließ (1991) no Instituto Max-Planck, foi projetado para fundir uma amostra em forma de placa em um molde cerâmico especial (80% de Al_2O_3), sendo posteriormente resfriado seguindo uma solidificação controlada da amostra, como pode ser observado esquematicamente na figura 2.1. As placas obtidas possuíam o comprimento e largura de 100 mm e espessura variando de 60 até 20 mm com a possibilidade de medição da microestrutura final e das propriedades mecânicas.

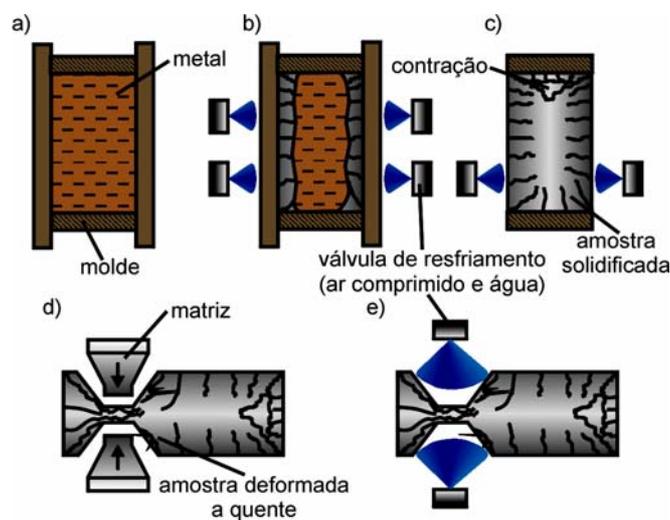


Figura 2.1 – Diagrama esquemático da amostra durante a simulação realizada por Kaspar e Fließ (1991): (a) fusão, (b) e (c) solidificação controlada, (d) deformação plana a quente e (e) resfriamento controlado.

No molde especialmente projetado, amostras frias são aquecidas indutivamente acima da temperatura liquidus (figura 2.2). A temperatura é monitorada usando termopares revestidos (Pt-Pt 10% Rh), sendo um localizado na região que sofrerá um teste de compressão a quente de deformação plana, que é denominada de zona de deformação, e um na superfície da amostra. Para esta finalidade são embutidos tubos cerâmicos para proteção na amostra.

O processo de solidificação ocorre em uma caixa de resfriamento. O molde com a amostra já fundida é resfriado somente em dois lados, analogamente ao resfriamento da superfície da tira durante o lingotamento contínuo. O resfriamento procede através das placas cerâmicas laterais do

molde pela parte inferior da amostra para garantir que uma inevitável contração se desenvolva no topo, do lado oposto ao da denominada zona de deformação.

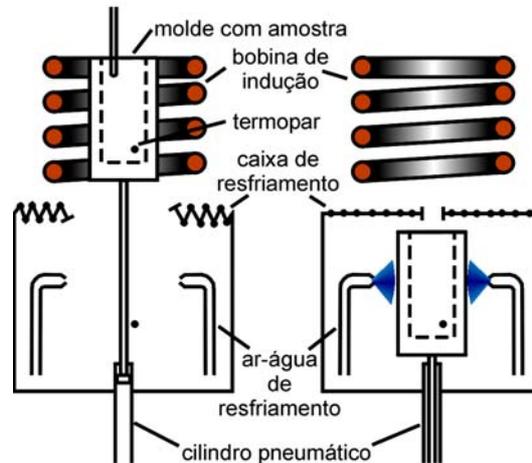


Figura 2.2 – Esquema do sistema de aquecimento e solidificação controlada usado por Kaspar e Flüb (1991).

Para obter a solidificação unidirecional similar ao das placas lingotadas continuamente, ambas as placas cerâmicas são removidas após a formação de uma fina crosta na superfície de ambos os lados da amostra (figura 2.1). A solidificação continua pelo resfriamento direto das duas superfícies metálicas da amostra, enquanto a armação restante isola os outros lados da amostra. Após uma completa solidificação, a amostra é transferida para dentro de um forno intermediário, onde a deformação a quente pode ser simulada, ou inserida diretamente no simulador de deformação a quente para a deformação programada e posteriormente resfriada controladamente (figura 2.1). O simulador de lingotamento contínuo é instalado próximo a um simulador de deformação a quente. Dentro do simulador, a amostra é transportada pneumáticamente entre a posição de aquecimento na bobina de indução e a caixa de resfriamento, (figura 2.2).

A grande vantagem deste simulador é que a taxa de resfriamento durante o processo de solidificação pode ser variada dentro de uma grande faixa pelo controle do fluxo de água e da

pressão de ar através de uma válvula combinada água-ar e poder variar a espessura da placa a ser obtida variando o tamanho das bobinas indutivas de aquecimento.

Este mesmo simulador foi utilizado em série com um simulador Wunsi de deformação a quente para determinar a microestrutura final e as propriedades mecânicas do aço baixo carbono microligado com titânio, para conformação a frio, produzido no processo de deformação direta de placas finas (Kaspar et al, 1994).

Neste estudo, os autores utilizaram duas placas com espessuras de 45 e 25 mm e valores específicos de tensão total para avaliar a melhora das microestruturas de solidificação. Foi empregado resfriamento acelerado simulado após a deformação a quente sendo verificado que o processo de deformação direta garante a mais completa dissolução dos carbetos e nitretos de titânio, intensificando o efeito do titânio em comparação ao processo convencional de deformação a frio. Além disso, a estrutura refinada desenvolvida pela laminação da placa leva a uma melhora das propriedades de resistência e de tenacidade em baixa temperatura, acompanhado com uma leve perda de uniformidade do alongamento.

Mais recentemente, Bruns e Kaspar (1997a) utilizando estes mesmos simuladores para produzir placas finas deformadas, realizaram um tratamento termomecânico para determinar as propriedades mecânicas e microestrutural de um aço para construção civil com 0,66% C. O objetivo deste experimento foi estudar o processo de esferoidização por tensão induzida da perlita lamelar a fim de melhorar a deformabilidade a frio do aço, levando em consideração as condições particulares da deformação direta, a variação da sequência de laminação a quente, a influência do tamanho de grão austenítico, o espaçamento interlamelar da perlita assim como a deformação e a temperatura de deformação da placa.

Os autores verificaram que o processo de esferoidização foi bastante influenciado pela tensão aplicada logo após o término da transformação perlítica, melhorando tanto a resistência como a ductilidade pelo aumento da fração de perlita esferoidizada sustentada por um espaçamento interlamelar perlítico após a deformação. Observaram, também, que um grão austenítico grosseiro dificilmente afeta o processo de esferoidização, tornando este processo

particularmente atrativo para deformação direta de placas finas. Além disso, uma perlita final esferoidizada, apresenta estrutura similar à da martensita revenida com relação à distribuição, forma e tamanho da cementita. Conseqüentemente, torna as propriedades mecânicas comparáveis. Isto justifica tal processo ser aceito como um substituto em potencial de produtos de aço alto carbono laminados convencionalmente que posteriormente sofrem têmpera e revenido.

Utilizando este mesmo conceito de simulação com deformação direta ligada ao lingotamento contínuo com laminação de placas finas, Bruns e Kaspar (1997b) verificaram que algumas mudanças nos parâmetros de projeto do processo eram necessárias. Para isso, eles realizaram experimentos utilizando um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio, onde investigaram a influência da temperatura de encharque entre o lingotamento e a laminação, da tensão total, da temperatura final e da taxa de resfriamento após o acabamento sobre a microestrutura, as propriedades mecânicas e a laminação, com ou sem desbaste para acabamento comparando-as com as da deformação a quente convencional com reaquecimento da placa grossa. Concluíram que a otimização dos parâmetros do processo e deformação direta com acabamento a temperaturas abaixo da transformação austenítica, empregando resfriamento acelerado após a laminação, permitem a obtenção de placas com propriedades mecânicas superiores àquelas obtidas com deformação a frio, apesar de em grande parte a tensão total ser reduzida.

Este mesmo sistema de simulação também foi utilizado para a otimização das propriedades da tira a frio, especialmente a de estampagem profunda, em um aço baixo carbono, pela modificação da seqüência da laminação a quente, considerando as condições particulares da deformação direta (Bruns e Kaspar, 1997c). Neste estudo, verificou-se que não houve diferenças marcantes entre as microestruturas das tiras a quente de aço baixo carbono produzida pelos diferentes tipos de deformação (a frio ou direta), e para várias seqüências de deformação direta estudada. Além disso, a textura desejada para uma boa estampagem profunda é produzida na tira a frio após a deformação direta, independente dos parâmetros do processo. Apesar de uma estrutura austenítica grosseira após o lingotamento e uma tensão total reduzida disponível para

seu refinamento no caso da deformação direta de placas finas, uma boa estampabilidade profunda pôde ser alcançada da tira a frio, comparável àquela após a deformação a frio de placas finas.

Durante os últimos anos, na simulação em escala de laboratório do lingotamento contínuo de placas finas, vem se empregando outros materiais nos moldes resfriados a água para se produzir as amostras.

Essadiqi et al (1998) utilizaram este tipo de simulador com molde especial de cobre para produzir placas finas de aço microligado com titânio, com 100 e 50 mm de espessura para posteriormente serem laminadas, com e sem reaquecimento, em uma usina. O objetivo deste estudo era verificar o efeito de titânio e nitrogênio e da redução na laminação sobre a recristalização e a microestrutura final devido à necessidade de um novo projeto de laminação a quente para a laminação direta de aços microligados.

Em estudos realizados por Bobadilla et al (1993) diretamente em uma planta de lingotamento contínuo, muitas questões básicas surgidas, com relação à operação do sistema molde-aço-lubrificante, não tinham recebido respostas satisfatórias. Uma delas era sobre o desenvolvimento das estruturas de solidificação no contato com a superfície do molde resfriado e as segregações resultantes na casca formada. Para responder tal questão, eles utilizaram um aparato experimental que consistia na imersão de um tubo de 10 mm de diâmetro, resfriado internamente por água, no aço líquido (figura 2.3) durante cinco segundos. Para se ter diferentes taxas de solidificação, dois materiais foram empregados na confecção dos tubos: o aço tipo XC15 e o cobre. Então, as estruturas das amostras solidificadas eram observadas a fim de se estudar o efeito do tipo de aço e a densidade de fluxo de calor extraído no molde no tamanho da microestrutura subsuperficial e a intensidade das microsegregações.

Estudando a laminação direta a quente de placas finas lingotadas de aço baixo carbono microligado com Nb, Ti e V, Park et al (2000) também utilizaram um simulador de lingotamento semelhante, só que com molde construído de refratário aluminoso envolvido por uma camada de fibra de aluminossilicato, onde o pré-aquecimento de ambos a temperaturas diferenciadas promovia um taxa de resfriamento constante no aço vazado. Logo após o lingotamento, as placas

eram transferidas para uma usina de laminação ainda no molde. Quando alcançava a temperatura requerida para a laminação, a placa era então extraída do molde e deformada até a espessura desejada em alguns passes. Uma taxa de resfriamento rápida sem a possibilidade de variar a taxa do processo de solidificação parece ser a desvantagem essencial desta técnica. É difícil garantir uma reprodutibilidade do resfriamento considerando que a bica de corrida deve ser cortada antes da amostra ser transferida para o aparato de deformação a quente.

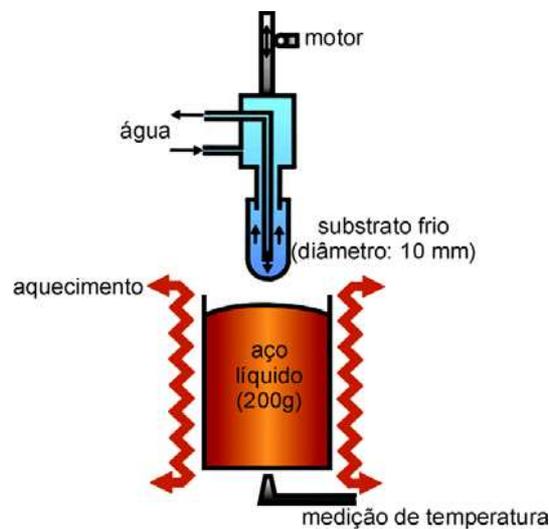


Figura 2.3 – Diagrama esquemático do aparato utilizado por Bobadilla et al (1993).

2.3.2 Simuladores de Lingotamento de Placa Fina com Núcleo Líquido

El Gamal et al (1992) projetaram um molde resfriado a água, que simula o efeito da elevada taxa de resfriamento em uma placa fina e a deformação aplicada em sua extração durante o primeiro estágio do lingotamento contínuo.

Este molde foi construído incorporando uma parede móvel e inclinável (Figura 2.4). Nesta parede atua um cilindro hidráulico de 10 ton, de forma que placas possam ser fundidas, não apenas variando a espessura, mas também as deformando com a pressão sendo aplicada no estado parcialmente sólido (pastoso).

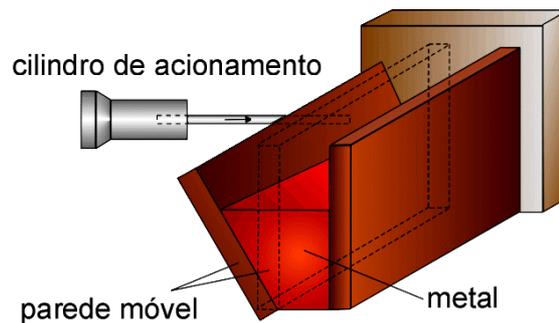


Figura 2.4 – Simulador com parede móvel inclinável utilizado por El Gamal et al (1992).

Nas primeiras experiências foram investigados um aço estrutural contendo manganês e um aço inoxidável austenítico com 18% de cromo e 10% de níquel, onde as espessuras das placas fundidas variaram entre 20 e 50 mm, com e sem deformação aplicada, para avaliar o efeito da redução tanto nas estruturas brutas de fusão como após tratamento térmico e deformação a quente.

Durante estes ensaios, eles observaram que a parte inferior das placas sem deformação apresentava uma trinca provocada por uma pequena expansão da camada externa solidificada, que, devido ao efeito da pressão ferrostática do topo ainda líquido, era forçada contra a parede do molde. Com a placa deformada esta trinca é eliminada, destacando o efeito benéfico da redução suave (*soft reduction*) sobre a porosidade e a segregação no eixo geométrico no lingotamento contínuo. Já na parte superior das mesmas, tanto com ou sem deformação, não há a presença de trincas, isto devido à baixa pressão ferrostática próximo ao seu topo. Pressionando as placas há aumento considerável na quantidade de estrutura globular, provavelmente devido à quebra das dendritas nas regiões inferiores, que são então levadas para cima por um movimento ascendente para atuar como núcleo para formação globular. A convecção forçada pode também tender a igualar as diferenças de temperaturas e contribuir para a formação globular. Este efeito é similar ao da agitação eletromagnética na segunda zona de resfriamento do lingotamento contínuo. Devido à diferença de massa específica, os fragmentos dendríticos finais tendem a afundar para as regiões inferiores das placas lingotadas, levando a um resfriamento assimétrico semelhante ao efeito de encurvamento da placa no lingotamento contínuo. Para ambos os aços – carbono

comum e inoxidável – os testes mostraram vantagens ao ser obtidos com deformação no estágio parcialmente pastoso do aço.

Os resultados obtidos da simulação experimental indicam claramente que a redução da placa ao sair do molde representa um importante passo para a produção de placas finas e tiras. Não somente há considerável economia adicional do processo, mas também melhorias nas micro e macroestruturas do material fundido. Isto é refletido no aumento das estruturas equiaxiais, no refinamento do grão e na redução da segregação central, características que caso contrário poderiam, e isto apenas parcialmente, ser obtidas somente pela agitação eletromagnética. Os testes de deformação das placas mostraram também que estas melhorias nas propriedades foram alcançadas além dos estágios de deformação a quente e tratamento térmico.

Outros ensaios também estavam sendo desenvolvidos com um simulador semelhante ao utilizado por El Gamal et al (1992), construído pela Universidade Técnica de Aachen (Alemanha) em conjunto com o Centro de Pesquisa da Mannesmann, utilizado em paralelo ao ensaio de redução da placa com o núcleo líquido conduzido em uma planta de lingotamento contínuo (Pleschiutchnigg et al, 1992). Estes ensaios de laboratório, em combinação com os testes na base da produção, tinham o objetivo de acompanhar e fazer estudos comparativos do mecanismo de redução durante a solidificação na região da segunda fase, tanto do ponto de vista do processo metalúrgico como da engenharia mecânica.

De acordo com os autores, observou-se que a introdução da redução da seção transversal da placa fundida, durante o lingotamento contínuo, entre 10 e 30% propicia uma melhora na estrutura de solidificação assim como na segregação central. Isto significa que podem ser obtidos, uma solidificação globular e um grão fino após a normalização, sendo similar ao da redução durante o lingotamento contínuo nas condições de produção para os aços grau S28 (com aproximadamente 0,03% C) e grau API X60, denominado também de R52 Nb.

Foi feita uma comparação dos resultados da simulação das placas finas deformadas com o núcleo líquido com aqueles do processo de lingotamento contínuo e foi observado que o efeito do refinamento de grão é uma função da redução ou corresponde às placas finas lingotadas sem

deformação. Além disso, o efeito do refino de grão da placa deformada, em comparação com o refinamento de grão devido ao redutor do lingotamento de placas finas, é independente do tipo de aço e aproximadamente quatro vezes maior.

Os resultados mostraram claramente que a redução na área do resfriamento secundário ou deformação com o núcleo líquido durante a solidificação, entre as temperaturas liquidus e solidus conduzem a efeitos como a agitação, que promove a solidificação globular. Podem, assim, praticamente prevenir a segregação central e a quebra dos cristais que, em adição à produção de pequenos cristais, promove a formação de novos cristais, ou seja, efeito da multiplicação no refinamento de grão. Após a normalização ou tratamento térmico adequado, semelhantemente aos resultados de El Gamal et al (1992), estes dois efeitos gerados possibilitam produzir produtos laminados diretamente do lingotamento contínuo ou de poder explorar um potencial para melhorar as propriedades do material na tira a quente ou placa.

Essadiqi et al (1994), construíram um simulador de lingotamento contínuo para estudar o efeito da redução do núcleo líquido sobre o refinamento da microestrutura, ou seja, o efeito no espaçamento dendrítico secundário (EDS) e no tamanho de grão da austenita precipitada do aço 1020 (Figura 2.5).

Este simulador de lingotamento contínuo consistia de um molde de ferro fundido com uma parede móvel movimentada por um cilindro hidráulico como mostrado na figura 2.5. Placas de cerâmicas isolantes foram inseridas nos lados mais estreitos do molde para forçar a extração do fluxo de calor unidirecional através das paredes mais largas durante a solidificação da placa. Para medir a taxa de extração de calor foram incorporados dois termopares tipo “K” (cromel-alumel) no molde a distâncias de 13 e 23 mm da interface metal/molde, e um terceiro foi colocado em contato com a superfície externa do molde. A temperatura do aço foi monitorada durante a solidificação por dois termopares tipo “S” (platina- platina, ródio) posicionados um dentro da placa a 5 mm da interface metal/molde, e outro no centro da placa. Um sensor foi afixado à parede móvel para monitorar sua velocidade e deslocamento.

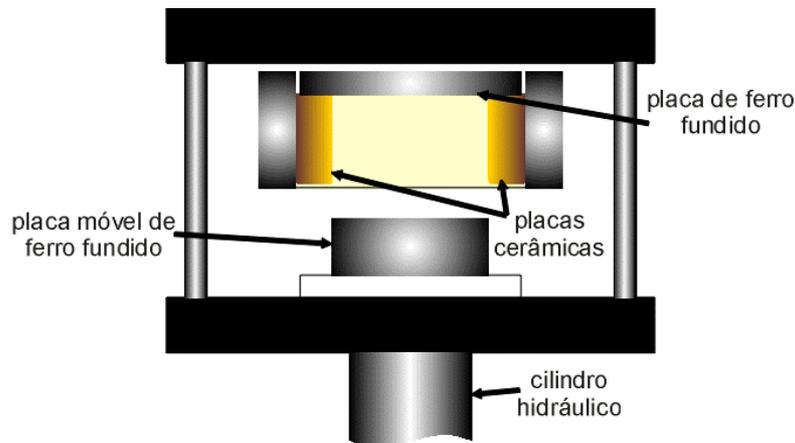


Figura 2.5 – Vista superior do simulador de lingotamento contínuo de placas finas utilizado por Essadiqi et al (1994).

Na realização de cada experimento, foram fundidos 45 kg de aço em um forno de indução à temperatura de 1650 °C e vazado no molde pré-aquecido a uma temperatura variando entre 120 e 150 °C. As placas inicialmente com 100 mm foram lingotadas com diferentes taxas de redução, limitadas entre 22 e 47 mm e diferentes velocidades de redução de 1, 10, 22 e 24 cm/min. Em cada caso, o movimento da parede foi iniciado 20 segundos após o completo vazamento.

No entanto, o exame das microestruturas após o lingotamento levou à conclusão que o tamanho do grão austenítico do material lingotado depende principalmente da espessura da placa, ou seja, placas finas têm características microestruturais finas. No entanto, uma estrutura colunar fina foi introduzida pela redução. Parece, portanto, que a redução do núcleo líquido trouxe pouco benefício ao refinamento microestrutural.

Utilizando este mesmo simulador em conjunto com um equipamento de laminação de uma usina piloto, Essadiqi et al (1995) fizeram uma comparação entre placas de aço microligadas com titânio e nióbio, laminadas diretamente a quente e após reaquecimento a partir da temperatura ambiente, com as que foram cortadas do topo de uma placa obtida na planta de lingotamento e laminada após reaquecimento a partir da temperatura ambiente. Neste caso, verificou-se que o acoplamento do lingotamento de placas finas com a laminação de aço, desejando substancial

refino de grão, exigirá otimização da espessura da placa em função da redução disponível na laminação. Assim, novos métodos podem ser desenvolvidos para refinar o tamanho de grão logo na solidificação.

Embora a laminação direta tenha várias vantagens considerando a economia de operação na planta, ela apresente desvantagens do ponto de vista metalúrgico, ou seja, o refinamento de grão que ocorre quando a placa fina solidifica durante o resfriamento é perdido durante o reaquecimento.

É bem conhecido que o tamanho de grão da austenita recristalizada tenderá a convergir para alguns valores mínimos quando a redução total é aumentada. O lingotamento de placas finas produz uma fina microestrutura de solidificação, mas são aplicadas menos reduções na laminação minimizando o efeito de refino no tamanho de grão austenítico. Alternativamente, a microestrutura de solidificação da placa espessa é grosseira, mas o aumento da redução da laminação permite grande refinamento do tamanho grão austenítico por recristalização. Portanto, na busca para aumentar a eficiência do processo adotando práticas de lingotamento contínuo de placas finas, os produtores de aço devem considerar isso em conta estabelecendo relações ideais entre o tamanho de grão austenítico e a redução na laminação disponível, para promover o refino do grão austenítico. Sendo assim, a aplicação de lingotamento de placa fina com a laminação direta para o aço, requerendo substancial refino de grão, requer otimização da espessura da placa versus a possibilidade da redução na laminação, assim como novas estratégias devem ser desenvolvidas para refinar o tamanho de grão no lingotamento.

Em 1999, no Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Gentile et al (1999) projetaram e construíram um Simulador de Lingotamento de Placas Finas (SLPF) capaz de produzir placas com espessuras pré-definidas, simular a transferência de calor entre metal líquido e o molde em várias condições, medir temperaturas no molde e metal líquido e simular a deformação da placa com o núcleo líquido variando a porcentagem e a velocidade de redução. Este simulador físico é mostrado na figura 2.6.



Figura 2.6 – Simulador de Lingotamento de Placas Finas.

Este simulador é constituído, basicamente, de uma câmara para solidificação da liga metálica, uma célula de carga para medição da força necessária para deformação da liga durante a solidificação, de um cilindro hidráulico responsável pela aplicação da força de deformação e de um sistema de guias para direcionamento do movimento.

Este simulador foi projetado para lingotamento de placas de 160 mm de largura por 240 mm de comprimento com espessura inicial em torno de 90 mm podendo ser reduzida para até 38 mm, redução aplicada nos equipamentos que seguem a tecnologia ISP (*In-Line Strip Production*) (Wünnenberg e Shwerdtfeger, 1995; Yamanaka et al, 1999).

Os testes iniciais deste simulador tiveram como objetivo verificar a eficiência da vedação entre as placas de cobre e os tijolos refratários. Para isso, foi utilizada a liga Pb-25%Sn, que possui baixa temperatura liquidus, quando comparada à dos aços. Assim, foram produzidas duas placas, uma sem deformação de 42 mm e outra com uma taxa de deformação de 16 %, com redução de 50 mm para 42 mm. Posteriormente, usou-se latão (Cu-20%Zn), com temperatura de vazamento de 950 °C, sendo intermediária entre a liga Pb-25%Sn e os aços, com objetivo de verificar o comportamento de todo o sistema a uma temperatura bem maior. Neste caso, foram

produzidas duas placas sem deformação com espessuras de 40 e 50 mm e duas placas com 20% de deformação, usando duas velocidades de deformação (1,13 cm/s e 0,55 cm/s). Os experimentos seguintes foram com os aços AISI 1060 (0,6% C) e o API que possui baixo teor de carbono. As placas produzidas eram sem deformação e com 20 e 30% de deformação. Na deformação mais intensa foram realizados testes com diferentes velocidades de deformação (1,13 cm/s e 0,55 cm/s).

Nestes ensaios, Palmiere (2001), verificou que a aplicação da deformação causou uma aceleração da solidificação das placas e que uma maior taxa de deformação e uma maior velocidade de deformação também causam redução no tempo de solidificação e um maior refinamento da estrutura e maior homogeneização de soluto. Além disso, foi verificada uma deformação dos grãos colunares, indicando um fluxo ascendente de metal líquido durante a deformação. Esse efeito, no caso do lingotamento contínuo de placas finas de aço, pode ser de grande importância na minimização da ocorrência de macrossegregação.

No estudo dos fenômenos relacionados à aplicação da deformação plástica em uma placa com o seu núcleo ainda parcialmente líquido, Rizzo (1999) realizou experimentos utilizando um material orgânico (succinonitrila e acetona), com comportamento de solidificação semelhante à de uma liga metálica, em um aparato que simula a solidificação direcional combinada ou não com a aplicação de deformação, pela movimentação de uma parede vertical semelhante ao simulador de lingotamento contínuo apresentado anteriormente. Este aparato também permite a visualização do processo de solidificação, podendo ser comparado a um modelo matemático que possibilita a análise da evolução de perfis de temperatura e da fração de sólido durante a deformação de uma placa em processo de solidificação (Rizzo e Santos, 1998).

O autor afirmou que, pelos resultados obtidos, consegue-se reproduzir determinadas situações típicas dos processos reais de lingotamento contínuo de placas finas, apresentando um grande potencial de aplicação em termos de variáveis que podem ser testadas, como a velocidade de deformação, a quantidade de deformação aplicada, as espessuras inicial e final da placa e a quantidade de fração de sólido quando da aplicação de deformação.

Dentro do projeto de lingotamento de tiras da MEFOS (Nyström et al, 2000), foi organizado um subprojeto com o Instituto de Pesquisa de Materiais da Universidade Técnica de Clausthal com a finalidade de identificar os tipos de aços adequados ao lingotamento de tiras, investigar se o resfriamento assimétrico da técnica de lingotamento em cinta é prejudicial ao produto final e executar estudos experimentais em laboratório sobre uma faixa mais ampla de tipos de aço incluindo a simulação da deformação a quente no processo de lingotamento direto de tiras. O equipamento que foi construído simula o lingotamento sobre uma cinta resfriada a água, sendo as amostras obtidas, posteriormente deformadas a quente em um curto espaço de tempo para não haver queda de temperatura e transformações de fase. Os aços investigados foram os de ultra baixo carbono, para estampagem profunda, carbono-manganês, baixa liga de alta resistência, inoxidável austenítico (304 e 306) , super austenítico (super γ) e duplex. Concluíram que muitas chapas finas de aço inoxidável e baixo carbono, que atualmente são obtidos pelo lingotamento de placas, podem ser produzidas pelo lingotamento de tiras com equivalente estrutura e propriedades e que um adequado controle da estrutura ainda não foi possível para a laminação a quente do aço de baixa liga de alta resistência ou para aço baixo carbono recozido. A laminação direta a quente com um, ou preferivelmente dois passes é necessária para controlar a textura alcançando propriedades mecânicas satisfatórias e para eliminar defeitos na laminação a frio e em produtos recozidos.

Capítulo 3

Modo de Solidificação dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

3.1 Considerações Iniciais

Em seus quase 5000 anos de história, observa-se que a extração e transformação do ferro e do aço sofreram um enorme e contínuo desenvolvimento. Somente a partir do início do século XIX, as experiências das gerações anteriores passaram a ser reavaliadas de uma maneira sistemática e científica. Também, verifica-se que até o início do século XX, apesar dos esforços dos metalurgistas, os objetos de ferro e aço não eram suficientemente resistentes à corrosão. A partir de então, começaram a ser realizados estudos em vários países a fim de se obter uma solução para este problema.

Em 1912, na Inglaterra pesquisadores realizaram experiências em ligas resistentes à corrosão, contendo 12,8% de Cr e 0,24% C, o que levaram a descoberta dos aços inoxidáveis martensítico. Já nos Estados Unidos da América, em 1911, foram descobertos os aços inoxidáveis ferríticos, através de experiência com ligas contendo 14 a 16 % Cr e 0,007 a 0,015% de C, sendo até hoje indicada para construções de turbinas pelos engenheiros projetistas. Em 1912 foi introduzido, na Alemanha, um aço contendo 7% de níquel e 20% de cromo e 0,25% de carbono para fabricação de produtos que exigiam alta resistência a corrosão. Assim nasciam os aços inoxidáveis austeníticos.

Então, surgiu uma nova classe de materiais denominada de aços inoxidáveis, que se distingue dos outros aços, pela quantidade de cromo presente, normalmente acima de 11%,

amplamente usado pela sua resistência à corrosão em meios aquosos e adequado para as indústrias químicas, indústrias de geração de energia e serviços a elevadas temperaturas (Davis, 1991; Padilha e Guedes, 1994) sendo também, atualmente, atuante nas indústrias de transporte onde cada vez mais materiais corrosivos estão sendo transportados a longas distâncias (Allan, 1995).

No entanto, o desenvolvimento dos aços inoxidáveis não parou por aí. Atualmente, as normas de cada país apresentam dezenas de composições diferentes desenvolvidas para aplicações e exigências específicas, conforme apresentado na figura 3.1 para os aços da norma americana AISI (Padilha e Guedes, 1994).

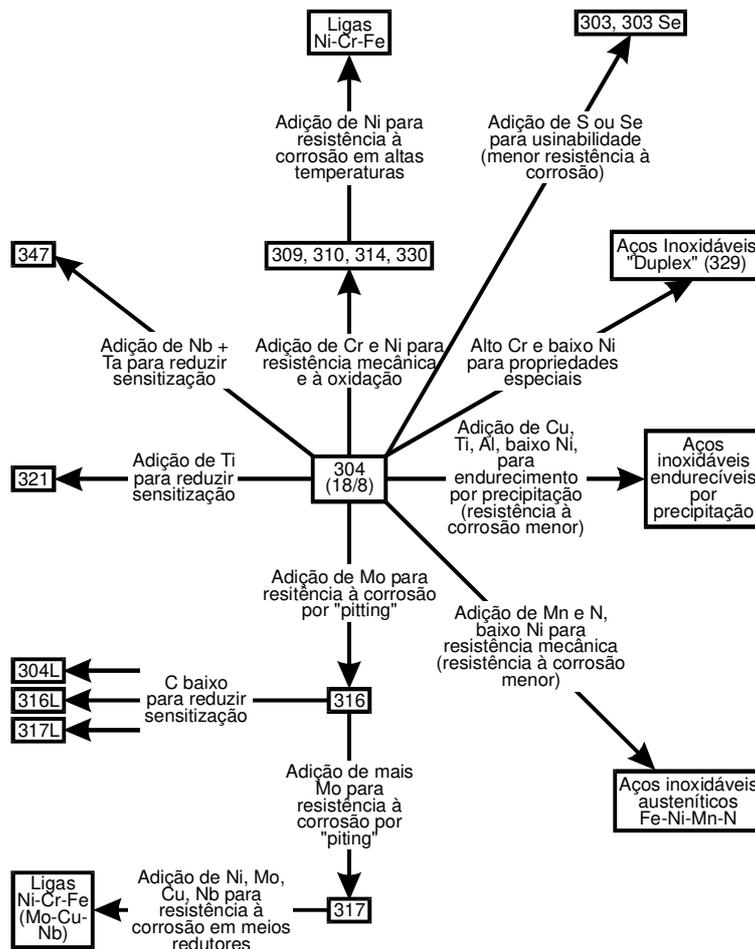


Figura 3.1 – Modificações de composições a partir do aço inoxidável austenítico visando propriedades especiais (Padilha e Guedes, 1994).

3.2 Efeito da Composição Química na Formação da Estrutura

Teores de cromo acima de 11% garantem elevada resistência à corrosão, já que concedem passividade às ligas ferrosas, particularmente se as condições são extremamente oxidantes. Conseqüentemente, aços com mais de 10 ou 12% de Cr são às vezes definidos como aços inoxidáveis (Davis, 1991).

Além do cromo, outros elementos são adicionados aos aços inoxidáveis para melhorar as propriedades e/ou reduzir custos, como por exemplo: molibdênio, vanádio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio, enxofre, e selênio e, particularmente, o níquel. A sua resistência à corrosão depende muito da ausência de carbono, e especialmente de carbonetos precipitados. Portanto, o carbono está normalmente presente em quantidades menores que 0,20% e algumas vezes menor que 0,03%, mesmo que em alguns casos ele tenha um importante papel nos aços austeníticos aumentando sua região austenítica e sua resistência mecânica por solução sólida produzindo carbonetos na estrutura. O carboneto mais importante é o da forma $M_{23}C_6$, pois tem forte influência na resistência à corrosão (Hänninen e Minni, 1982; Martins et al, 1998).

Um interessante elemento de liga nos aços austeníticos é o manganês que, além do uso convencional de desoxidação e controle de sulfetos, também aumenta a região de formação da austenita e pode ser usado em substituição ao níquel para diminuir custos do aço. No entanto, como o seu poder de austenitização é a metade do níquel, ele deve ser usado em maior quantidade (Honeycombe, 1982). Uma grande quantidade de manganês também é adicionada em arames de soldagem de aços austeníticos. Nestes casos, o objetivo é melhorar a resistência à formação de trincas a quente em soldas completamente austeníticas. No entanto, de acordo com Hull (1973) e Suutala (1982) este efeito benéfico é incerto, pois para baixos teores de manganês (1 a 2%) geralmente se tem a formação de austenita e, para elevados teores (5 a 8%), forma-se ferrita.

A adição de níquel as ligas de ferro e cromo melhora a ductilidade e a resistência ao impacto. Um aumento no seu teor aumenta a resistência à corrosão em soluções clorídricas neutras e ácidas oxidantes fracas. Adicionado a uma liga com baixo teor de carbono e 18% Cr

ocorre um aumento da região austenítica. Com cerca de 8% Ni, a austenita mantém-se estável até a temperatura ambiente. No entanto, se o teor de cromo for maior ou menor do que 18% é necessária uma nova adição de níquel para manter a liga austenítica (Honeycombe, 1982).

Já o molibdênio é adicionado aos aços inoxidáveis austeníticos com a função de melhorar sua resistência à corrosão localizada (*pitting*). Está presente em um dos aços mais comuns que é o AISI 316, cujo teor varia entre 2,0 a 3,0%, onde composições mais altas aumentam sensivelmente a precipitação de segundas fases em altas temperaturas (Heino, 2000).

O nitrogênio assim como o carbono é um forte estabilizador da austenita, ou seja, dissolve-se intersticialmente na mesma e promove o endurecimento por solução sólida aumentando tanto a resistência mecânica, prevenindo contra a presença de trincas durante o processo de lingotamento (Choo, 2001), como a resistência à corrosão localizada dos aços inoxidáveis austeníticos (Sucre et al, 2000). No entanto, é mais interessante pois tem menor tendência a provocar corrosão intergranular (Honeycombe, 1982).

Uma nova geração de aços inoxidáveis austeníticos resistentes ao calor tem como elemento de liga o nióbio que aumenta sua resistência à deformação por fluência. Além disso, a presença do nióbio pode estabilizar a estrutura e inibir a formação de algumas fases intermetálicas, por exemplo, a fase σ que geralmente tem um sério efeito nas propriedades mecânicas em termos de fragilização. No entanto, nas ligas Fe–Cr–Ni, atua como estabilizante da ferrita devendo então ser contrabalanceada com elementos austenitizantes (Barbabela, 1991). Em trabalhos com temperaturas superiores a 1000 °C durante longo tempo, a melhora no desempenho e no uso desses materiais pode ser obtida com o acréscimo de uma pequena quantidade de silício (Ibañez, 1993).

3.3 Modos de Solidificação

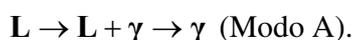
Embora os aços inoxidáveis possam ser produzidos pela maneira tradicional, o uso de lingotamento contínuo é preferido por razões de qualidade e economia. Portanto, torna-se cada vez mais importante determinar os modos de solidificação e reações no estado sólido de tais aços,

já que estes determinarão a fundibilidade, trabalhabilidade a quente e a estrutura à temperatura ambiente (Allan, 1995).

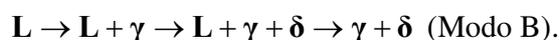
A solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos pode iniciar-se com a formação de austenita (γ) ou ferrita (δ), dependendo de sua composição química ou, mais propriamente, da relação entre os elementos de liga que promovem a formação de ferrita e austenita e da história térmica, ou seja, a forma de extração de calor (El Nayal e Beech, 1986; Padilha e Guedes, 1994).

A seqüência de solidificação dessas ligas foi estudada por diversos autores, tendo sido identificados basicamente quatro modos possíveis de solidificação (El Nayal e Beech, 1986, Padilha e Guedes, 1994; Allan, 1995).

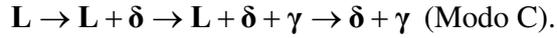
O primeiro modo é o austenítico, em que o processo de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita e sendo encerrada com a formação apenas desta fase, na seguinte seqüência:



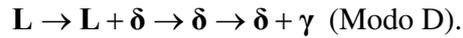
O modo austenítico-ferrítico é o segundo modo de solidificação. Neste caso, a seqüência inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços das dendritas, por efeito de segregação de elementos que promovem a formação de ferrita conforme observada na seguinte seqüência:



A seqüência de solidificação que tem merecido maior atenção por parte dos pesquisadores é o terceiro modo, denominado de ferrítico-austenítico. A primeira fase a se solidificar é a ferrita na forma de dendritas. A austenita é formada posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma reação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, uma reação eutética envolvendo três fases (Líquido + ferrita δ + austenita γ). Esta seqüência pode ser descrita da seguinte forma:



O último modo é o ferrítico em que, durante a seqüência de solidificação, somente a fase ferrita é formada e a formação posterior de austenita ocorre somente no estado sólido como podemos notar na seqüência descrita a seguir:



Na figura 3.2 apresenta-se um esquema da seção vertical do diagrama de fases da liga Fe – Cr – Ni, mostrando a seqüência de solidificação desses modos.

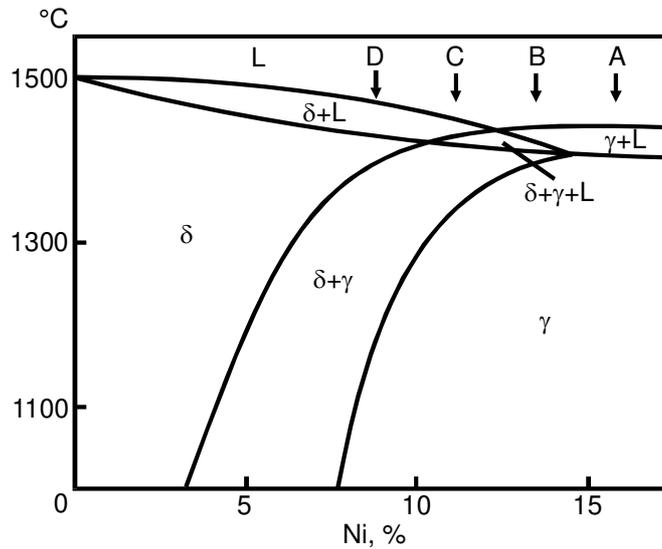


Figura 3.2 – Esquema de um corte vertical do diagrama de fase Fe–Cr–Ni para 19% Cr, mostrando os modos de solidificação (Allan, 1995).

No entanto, esclarecer que uma dada liga não se solidifica necessariamente de acordo com apenas uma dessas seqüências apresentadas, ou seja, como as especificações nacionais e internacionais são gerais é possível encontrar mais que um mecanismo de solidificação entre elas. Em diferentes regiões da massa líquida pode ocorrer a nucleação simultânea de ferrita e austenita em função das flutuações de composição química durante a solidificação, ou de variações na velocidade de resfriamento.

Pode ser observado, portanto, que uma compreensão detalhada das características de solidificação é essencial para um bem sucedido lingotamento contínuo e subsequente processamento dos aços inoxidáveis austeníticos. Como exemplo, pode-se citar o controle da quantidade de ferrita que pode estar presente na forma dendrítica ou interdendrítica, dependendo do modo de solidificação, que pode aumentar a tensão de escoamento e o limite de resistência à tração e para prevenir trincas a quente (Hull, 1973; Padilha e Guedes, 1994). Além disso, como o nível de segregação é mais danoso em aços solidificando austeniticamente, ou seja, modos austenítico e austenítico-ferrítico, ele pode ser também determinado por esta seqüência de solidificação, desde que a segregação no contorno de grão não seja redistribuída pela transformação no estado sólido como nos modos ferrítico e ferrítico-austenítico (Allan, 1995).

A determinação tanto do modo de solidificação, quanto do percentual das estruturas formadas pode ser feita por exames da microestrutura, de equações de previsões, diagrama de fases ou diagramas derivados (El Nayal e Beech, 1986; Allan, 1995).

Os diagramas de fases são importante para prever as fases presentes nos aços inoxidáveis austeníticos, onde se observa o efeito dos elementos como Ni, Cr, Mo, Nb, Mn sobre a estabilidade das fases ferrítica e austenítica. Nas figuras 3.3 a 3.5 são apresentados alguns exemplos de diagramas utilizados para a determinação do modo de solidificação.

No entanto, como a solidificação em geral ocorre sob condições fora do equilíbrio, devido à difusão dos elementos de liga, e aliada ao fato que existem outros elementos de liga além do Cr e do Ni, normalmente em número maior que cinco, o uso de diagramas de fases é muito limitado. Assim, são propostas várias expressões na literatura para se determinar o modo de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos. Essas expressões reduzem as complexas composições desta ligas agrupadas conforme seus efeitos ferritizantes ou austenitizantes denominados, respectivamente, de cromo equivalente e níquel equivalente a uma simples liga ternária Fe–Cr–Ni.

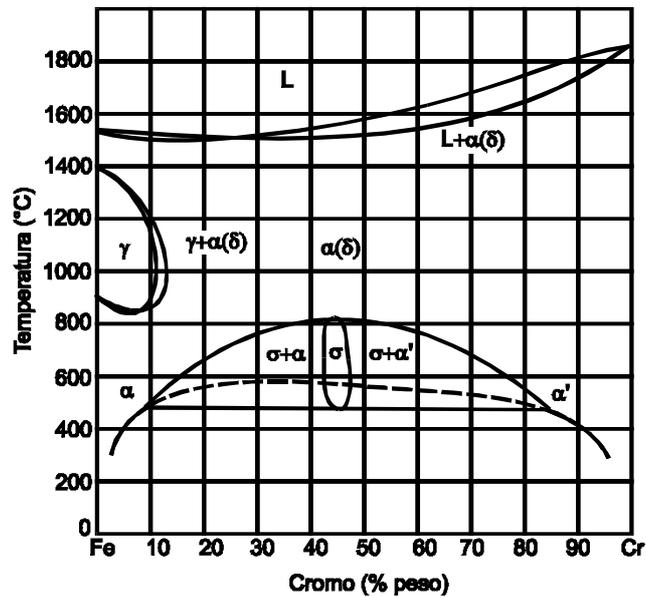


Figura 3.3 – Diagrama de equilíbrio binário Fe–Cr (Padilha e Rios, 2002).

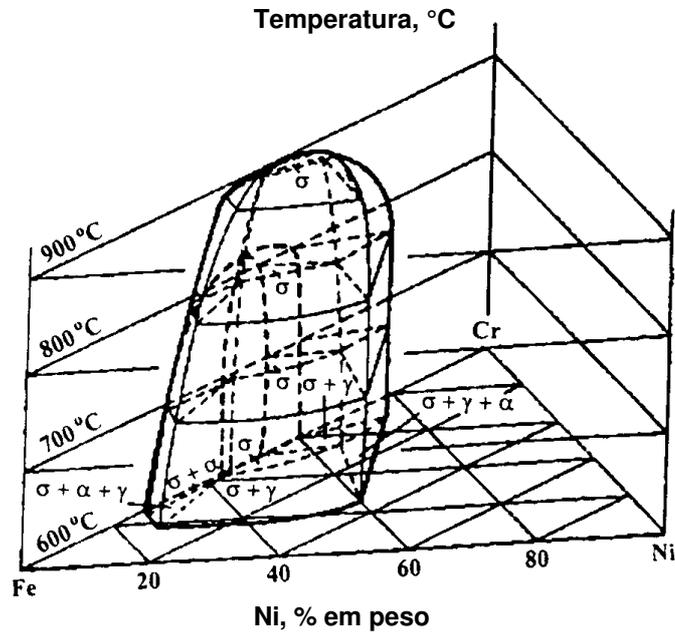


Figura 3.4 – Diagrama de equilíbrio ternário Fe–Cr–Ni (Padilha e Rios, 2002).

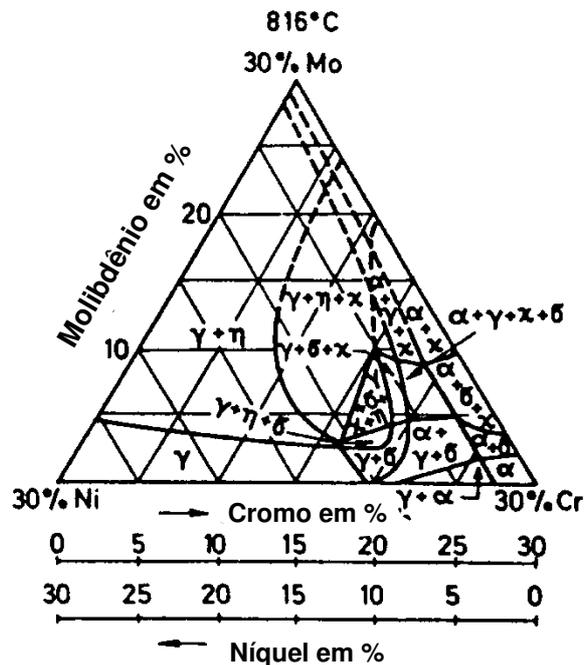


Figura 3.5 – Seção de um diagrama de equilíbrio quaternário do sistema Fe–Cr–Ni–Mo para 70%Fé, à temperatura de 816 °C (Padilha e Rios, 2002).

Segundo Padilha e Guedes (1994), as expressões de níquel e cromo equivalente podem ser descritas de uma forma genérica pelas equações 3.1 e 3.2:

$$Ni_{eq} = \%Ni + A(\%Mn) + B(\%C) + C(\%N) + D(\%Cu) + E(\%Co), \quad e \quad 3.1$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + F(\%Si) + G(\%Mo) + H(\%Al) + I(\%Nb) + J(\%Ti) + K(\%W) + L(\%V), \quad 3.2$$

em que: A, B, C, D, E, F, G, H, I, J, K, L são constantes para um elemento específico nas diversas expressões propostas na literatura. Os valores desses coeficientes para cada autor nem sempre são coincidentes, variando de acordo com as composições químicas empregadas e o modo de solidificação conforme pode-se observar na tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Valores das constantes das expressões de níquel equivalente (A a E) e cromo equivalente (F a L) apresentadas por diferentes autores.

Autor	Constantes												Condições
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	
Schäffler e Delong ⁽¹⁾	0,5	30	30	-	-	1,5	1	-	-	-	-	-	Soldagem
Delong, Ostram e Szumachowsky ⁽²⁾	0,5	30	-	-	-	1,5	1	-	-	-	-	-	-
Schäffler ⁽³⁾	0,5	30	-	-	-	1,5	1	-	0,5	-	-	-	Soldagem
Guiraldeng ⁽³⁾	-	30	20	-	-	1,5	-	-	-	-	-	-	Fundição
Schneider ⁽⁴⁾	0,5	30	25	3	1	2	1,5	5,5	1,75	1,5	0,75	5	-
Pryce e Andrew ⁽⁴⁾	0,5	21	11,5	-	-	3	2	-	-	-	-	-	-
Jernkontoret ⁽⁵⁾	0,31	22	14,2	1	-	1,5	1,37	-	2	3	-	-	Análise Térmica
Hammar e Svensson ⁽⁶⁾	0,31	22	14,2	-	-	-	1,37	-	-	-	-	-	Análise Térmica
Avery ⁽³⁾	-	17	11	-	-	1,6	-	-	2,8	-	-	-	Fundição
Guiraldeng ⁽⁶⁾	-	30	20	-	-	1,5	2	3	-	4,0	-	-	Fundição
Hull ⁽³⁾	0,11	24,5	18,4	0,44	0,41	0,48	1,21	2,8	0,14	2,20	0,72	2,27	Solidificação rápida

Obs.: (1) Delong (1974); (2) Vitek et al (1983); (3) Hull (1973); (4) Padilha e Guedes (1994); (5) Allan (1995); (6) Suutala (1983)

Então, pelo uso da composição equivalente é possível simplificar diagramas complexos, reduzindo a um diagrama ternário Fe–Ni–Cr, podendo aplicá-lo para prever a seqüência de solidificação de um aço inoxidável austenítico. Um exemplo típico pode ser observado na figura 3.6 que apresenta a projeção das linhas liquidus e solidus no plano basal de uma parte apropriada deste diagrama utilizando a expressão de Jernkontoret (Allan, 1995).

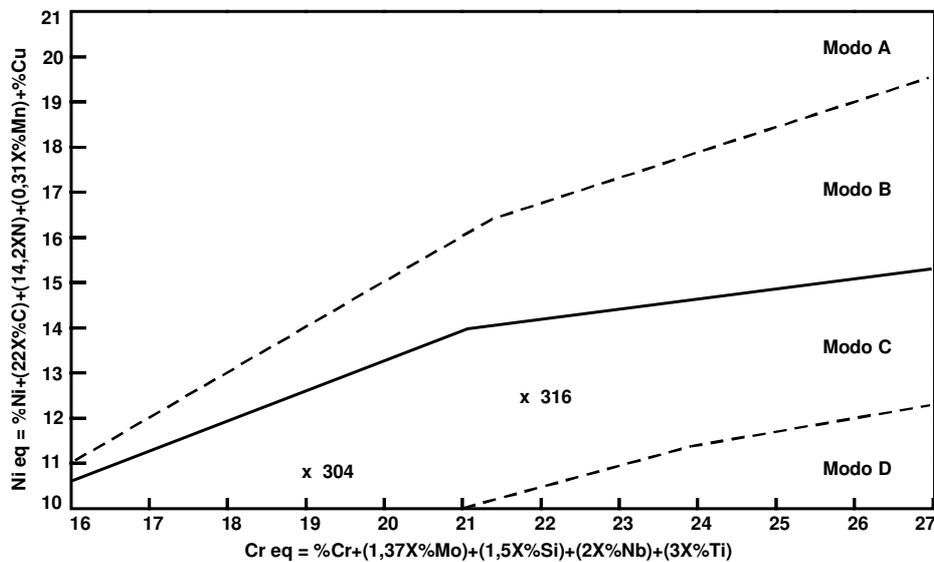


Figura 3.6 – Diagrama do modo de solidificação (Allan, 1995).

No entanto, outras expressões, como a Hammar-Svensson, que foi determinada para altas temperaturas quando utilizada para isotermas abaixo de 900 °C pode fornecer informações incorretas (Padilha e Guedes, 1994).

A partir dessas equações, para cromo e níquel equivalentes, foram também construídos outros tipos de diagramas, sendo que o mais conhecido é de Schaeffler, que possibilita, sob certas condições, determinar a microestrutura formada para uma determinada composição (figura 3.7).

Neste diagrama estão as linhas de limite de composição, à temperatura ambiente, da austenita, da ferrita e da martensita em função dos teores de Cr equivalente e Ni equivalente. As regiões do diagrama representam a microestrutura de cada tipo de aço inoxidável.

O método de Schaeffler, portanto, é uma avaliação aproximada da microestrutura em função da composição do aço, já que não leva em consideração a influência da taxa de resfriamento e o tratamento térmico de envelhecimento (Padilha e Rios, 2002). Porém, de acordo com Allan (1995), esses tipos de diagramas podem ser usados com sucesso para o processo de

lingotamento contínuo apesar de terem sido originalmente desenvolvidos para o processo de soldagem.

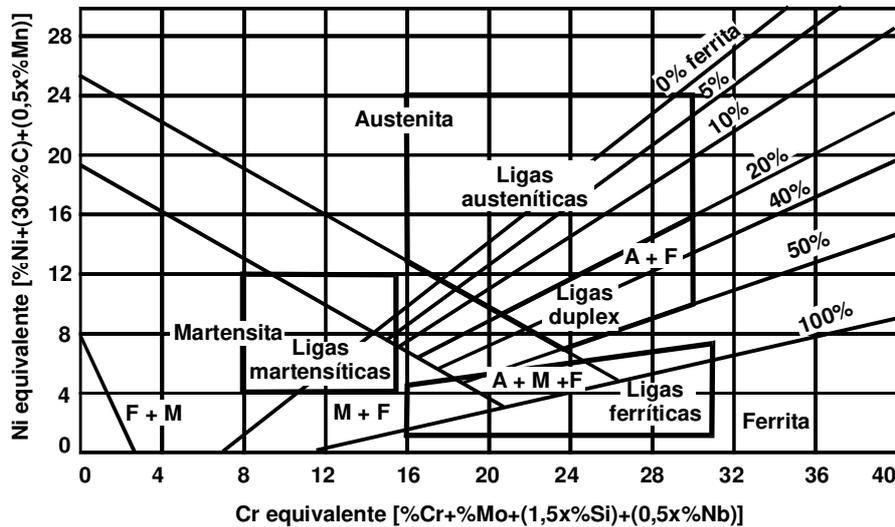


Figura 3.7 – Diagrama de Schaeffler para os aços inoxidáveis com as regiões superpostas de ligas ferríticas, austeníticas, martensíticas e duplex (Padilha e Rios, 2002).

Vários trabalhos interessantes foram desenvolvidos visando a correlação entre a composição química (cromo equivalente e níquel equivalente) e os modos de solidificação. Nesses trabalhos, os resultados são apresentados para diferentes velocidades de resfriamento, ou seja, condições experimentais diversas como análise térmica, soldagem, solidificação direcional e solidificação convencional de peças fundidas (Fredriksson, 1972; Suutala et al ,1979a; Takalo et al, 1979). Verificou-se então que a previsão do modo e seqüência de solidificação de um aço inoxidável apresentado pelo diagrama de Schaeffler pode também ser obtido, com boa aproximação, pelo uso da relação entre cromo e níquel equivalentes (Cr_{eq}/Ni_{eq}). Na tabela 3.2 podemos verificar alguns valores desta relação e seus respectivos modos de solidificação de acordo com seus autores.

Tabela 3.2 – Modos de solidificação para aços austeníticos para diferentes valores do coeficiente Cr_{eq}/Ni_{eq} obtidos por alguns autores.

Modo de solidificação	/ =				
	Suutala e Takalo ⁽¹⁾	Vitek ⁽²⁾	Brooks ⁽³⁾	Padilha e Guedes ⁽⁴⁾	Rajasekhar ⁽⁵⁾
Modo A	$X \leq 1,48$	$X < 1,35$	$165 < X \leq 1,85$	$X < 1,5$	$X < 1,25$
Modo B	$1,48 < X < 1,95$	-	-	$X = 1,5$	$1,25 < X < 1,48$
Modo C		-	-	$1,5 < X < 2,0$	$1,48 < X < 1,95$
Modo D	$X \geq 1,95$	$X > 1,35$	$X > 1,85$	$X > 2,0$	$X > 1,95$

Obs.: (1) Suutala et al (1979a, 1979b e 1980) e Takalo et al (1979); (2) Vitek et al (1983); (3) Brooks et al (1991); (4) Padilha e Guedes (1994); (5) Rajasekhar et al (1997).

Conforme se observa na tabela 3.2, há diferenças entre os valores determinados para as relações para cada modo de solidificação. Isto se deve às diferentes expressões empregadas para a sua determinação que apresentam entre si diferenças acentuadas, tanto no que se refere aos elementos agrupados nas expressões como nos fatores de multiplicação utilizados para cada um desses elementos. Além disso, nas expressões de cromo equivalente e níquel equivalente, certos elementos de liga importantes, que teriam grande influência no modo de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos, não são considerados o que é uma limitação para o seu emprego (Padilha e Guedes, 1994).

3.4 Redistribuição de Soluto

A compreensão do modo de solidificação de aços austeníticos, conforme verificado, é complexa por causa da ocorrência de uma grande variedade de fases e morfologias. Já que uma vez iniciada a solidificação, a seqüência com que este processo ocorre determinará a distribuição dos elementos de liga que compõem as ligas do grupo Fe–Cr–Ni. Além disso, também atuam sobre a distribuição dos elementos de liga pelos diferentes microconstituintes presentes as condições de resfriamento, ou seja, a velocidade de crescimento na solidificação e a velocidade de resfriamento no estado sólido.

3.4.1 Modo de Solidificação Austenítica

Estas ligas caracterizam-se por possuir baixas relações de Cr_{eq}/Ni_{eq} ($< 1,48$), para as quais a solidificação inicia e termina com a formação de austenita que de maneira geral se apresenta de forma bastante regular. Pode se apresentar como austenita monofásica ou com caráter eutético, sendo que neste caso pode formar ferrita δ entre as dendritas de austenita e apresentar também uma extensiva segregação (Edvardsson et al, 1976; Takalo et al, 1979).

Essas ligas são também caracterizadas por grãos grandes, alongados na direção do fluxo de calor, ou seja, na direção de crescimento, onde sua solidificação é na forma celular ou celular dendrítica, sendo propensas a fissuras e trincas a quente quando a relação de cromo e níquel equivalentes está entre 1,45 e 1.50 (Takalo et al, 1979).

Alguns pesquisadores estudando as ligas Fe–Cr–Ni e aços inoxidáveis comerciais determinaram os coeficientes de partição do cromo e do níquel entre a austenita e o líquido conforme apresentado na tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Coeficientes da partição de cromo e níquel entre a austenita primária e o líquido para o sistema Fe-Cr-Ni.

Autor	Coeficiente de partição γ/L		Liga
	Cr	Ni	
Schurmann ⁽¹⁾	0,93	0,94	Fe-Cr-Ni
Hammar-Svensson ⁽¹⁾	0,98	0,96 – 1,05	Comercial
Fredriksson ⁽²⁾	0,96	0,94	Comercial
Okamoto e outros ⁽¹⁾	0,88 – 0,94	0,86 – 0,95	Fe-Cr-Ni

Obs.: (1) Padilha e Guedes (1994); (2) Fredriksson (1972)

Esses resultados mostram que tanto o cromo como níquel tendem a concentrar-se no líquido durante o processo de solidificação, quando este inicia com a formação de dendritas

primárias. Durante o crescimento das dendritas de austenita ocorre uma maior concentração nas regiões interdendríticas desses elementos, sendo a de cromo um pouco mais intensa.

Em ligas que apresentam maiores concentrações de elementos ferritizantes e/ou menor presença em sua composição de elementos austenitizantes, com a solidificação ainda iniciando com a formação de austenita, a segregação de cromo e níquel para o líquido poderia proporcionar condições para a formação de ferrita a partir do líquido nos estágios finais de solidificação (Fredriksson, 1972). Com a formação de uma outra fase sólida, no caso a ferrita, que pode ser pró-eutética ou eutética dependendo da composição da liga e do modo de solidificação, há uma partição dos elementos concentrados no líquido interdendrítico entre a fase primária (austenita) e a fase sólida interdendrítica (ferrita).

Takalo et al (1979) pelas análises com microsonda a segregação de cromo e níquel na ferrita em dois casos: em que a austenita é a fase primária na solidificação, e em que há formação de ferrita a partir do líquido interdendrítico; verificaram que ocorre partição de cromo e níquel entre esta fase e a austenita, permanecendo mais rica em cromo e empobrecida em níquel.

Como a ferrita δ presente à temperatura ambiente não é uma fase em equilíbrio, mas sim ferrita retida que não teve oportunidade cinética para mudar para austenita durante a solidificação, sua quantidade pode diminuir abaixo da temperatura solidus como consequência da transformação $\delta \rightarrow \gamma$. Neste caso a austenita cresce entre as dendritas de ferrita e a distribuição dos elementos torna a liga mais estável.

Isto pode ser resumido esquematicamente nas figuras 3.8 e 3.9, que apresentam a distribuição de cromo e níquel em ligas que iniciam a solidificação com a formação de austenita, para os casos em que ocorre a formação de ferrita interdendrítica com regressão parcial desta ferrita para austenita, em que a ferrita formada é totalmente transformada em austenita, e em que não há a formação de ferrita, respectivamente.

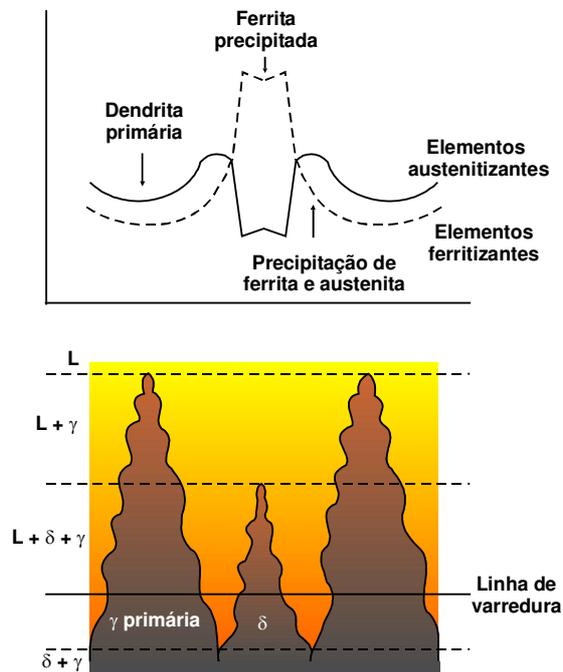


Figura 3.8 – Esquema de distribuição de elementos austenizantes e ferritizantes em aços inoxidáveis que iniciam a solidificação com a formação de austenita (Allan, 1995).

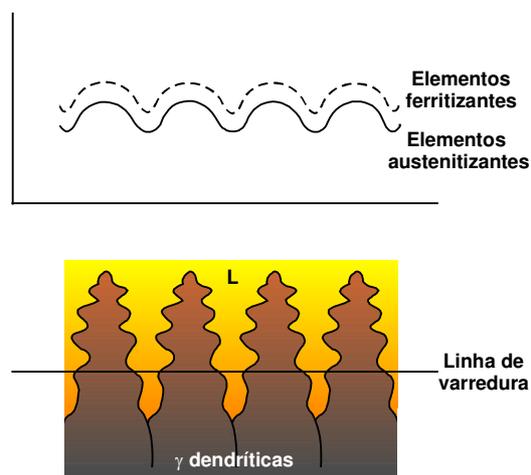


Figura 3.9 – Esquema de distribuição de elementos austenizantes e ferritizantes em aços inoxidáveis que solidificam apenas com a formação de austenita (Allan, 1995).

A figura 3.8 é consistente com o modo de solidificação C, isto é, que resulta em austenita primária com ferrita interdendrítica. Os centros das dendritas estavam pobres em todos os elementos. O espaço interdendrítico, no entanto, continha ferrita precipitada no estágio final da solidificação, marcada por elevados níveis de formadores de ferrita, especialmente cromo, e reduzidos níveis de formadores de austenita.

Pode ser visto que houve um enriquecimento nos formadores de austenita ao redor da ferrita e também em alguns casos uma variação na concentração de formadores de austenita e ferrita dentro da ferrita. Isto implica que os formadores de austenita estão sendo rejeitados para a ferrita. Se toda a austenita estava totalmente sólida neste estágio, a rejeição dos formadores de austenita neste modo pode ter requerido uma considerável quantidade de difusão no estado sólido, criando uma extensa zona de difícil enriquecimento. Portanto, a observação de tal zona indica que o estágio final da solidificação consiste de austenita e ferrita precipitando simultaneamente do líquido interdendrítico de uma maneira similar àquela descrita no primeiro caso, em lugar do líquido final solidificando como ferrita invés de austenita. A representação da ferrita como dendrita em todos os casos aqui estudados é possivelmente irreal, mas é essencialmente para este estágio que a ferrita e a austenita estejam em equilíbrio com o líquido.

A figura 3.9 é consistente com modo de solidificação A, isto é, totalmente austenítico. Todos os elementos mostram uma distribuição similar, sendo relativamente pobre no centro das dendritas e subindo suavemente nos espaços interdendríticos. Esta distribuição reflete o efeito da segregação acontecendo durante a solidificação de uma estrutura monofásica.

3.4.2 Modo de Solidificação Ferrítica

As ligas pertencentes aos modos de solidificação ferrítico-austenítico e ferrítico possuem como característica a formação de ferrita primária, sendo que, no final da solidificação, a ferrita pode estar no eixo central das dendritas ou em posições interdendríticas causadas pela segregação (Suutala et al, 1979). De acordo com a interpretação geral, esta fase é a que mais ocorre exceto naqueles aços que apresentam elevado teor de níquel (Takalo et al, 1979).

A estrutura dessas ligas consiste de grãos grandes com a mesma dimensão da estrutura austenítica. Sua morfologia é dependente do teor de ferrita na liga, ou seja, se apresenta um teor $\leq 6\%$ sua forma é denominada de vermicular, mas se o teor é alto, ou seja, $\geq 13\%$ apresenta-se com a forma de “ripas” (Takalo et al, 1976). A Tabela 3.4 apresenta coeficientes de partição de cromo e níquel entre a ferrita primária e o líquido. Estes coeficientes foram determinados para diferentes ligas austeníticas.

Tabela 3.4 – Coeficientes da partição de cromo e níquel entre a ferrita primária e o líquido para o sistema Fe-Cr-Ni.

Autor	Coeficiente de partição δ/L		Liga
	Cr	Ni	
Schurmann ⁽¹⁾	0,95	0,82	Fe-Cr-Ni
Hammar-Svensson ⁽¹⁾	1,0	0,80 – 0,85	Comercial
Fredriksson ⁽²⁾	1,0	0,79	Comercial
Okamoto e outros ⁽¹⁾	0,93 – 1,05	0,81 – 0,91	Fe-Cr-Ni

Obs.: (1) Padilha e Guedes (1994); (2) Fredriksson (1972).

Observa-se, pelos valores dos coeficientes de partição apresentados que, quando ocorre a formação de ferrita no início da solidificação, o níquel segrega para a fase líquida com maior intensidade do que o cromo. Durante a solidificação, com a rejeição de soluto para o líquido, a concentração do níquel no líquido é suficiente para que seja possível a nucleação de austenita, dando início a reação peritética (Padilha e Guedes, 1994).

Não é fácil distinguir morfologicamente a ferrita eutética, formada no final da solidificação da austenita primária (modo B), da ferrita solidificada periteticamente (modo C), visto que, durante o resfriamento os contornos dos dois tipos se movem. Isto ocorre à medida que a austenita se torna mais estável, para reduzir a fração volumétrica da ferrita (Rajasekhar, et al., 1997; Shibata e Watanabe, 2001).

Dentro do modo ferrítico-austenítico, a evolução estrutural tem um importante papel. Segundo Brooks et al (1983), essa seqüência é mais característica de uma reação do tipo peritética do que eutética e que existe a possibilidade de uma reação peritética próximo ao vértice rico em ferro, estendendo-se até cerca de 75% do mesmo.

Atualmente, o ponto de vista mais aceito é que, durante a solidificação, uma grande fração de ferrita primária é consumida para formar a austenita. Isto ocorre através de uma transformação por difusão controlada no estado sólido (Brooks et al, 1991).

A importância dessa discussão reside no fato de que apesar dos modos austenítico-ferrítico e ferrítico-austenítico na temperatura ambiente possuem uma certa quantidade de ferrita, a susceptibilidade à formação de trincas a quente é totalmente diferente nos dois casos. O primeiro fornece a melhor resistência à formação de trincas a quente, enquanto o segundo fornece estruturas altamente susceptíveis, semelhante ao modo A (Rajasekhar et al, 1997).

A figura 3.10 apresenta esquematicamente a distribuição de cromo e níquel em ligas que iniciam a solidificação com a formação de ferrita e apresentam transformação de fase para austenita ainda durante a solidificação. Estão consideradas situações em que ocorre a presença de ferrita no eixo da dendrita e em posições interdendríticas, em que tenha ocorrido dissolução total da ferrita do eixo da dendrita e uma situação onde a segregação interdendrítica não atingiu níveis suficientes para a formação de ferrita.

O centro da dendrita é pobre em níquel e enriquecido em cromo indicando a precipitação da ferrita primária. Dentro da austenita entre as dendritas primárias, o teor de níquel aumenta movendo-se desde a dendrita e a concentração de cromo cai. Isto indica que, nesta parte da estrutura, a austenita começa a ser precipitada como uma fase separada enquanto a ferrita ainda estava precipitando. A figura 3.10 é possivelmente irreal em mostrar completamente separada as dendritas ferríticas e austeníticas, mas para a solidificação trifásica acontecendo neste estágio a ferrita e austenita podem estar simultaneamente em equilíbrio e, portanto, em contato com o líquido. Neste aspecto, o diagrama normalmente usado para ilustrar o modo de solidificação C é

enganoso em mostrar as dendritas ferríticas primárias completamente cobertas ou envolvidas pelas dendritas austeníticas.

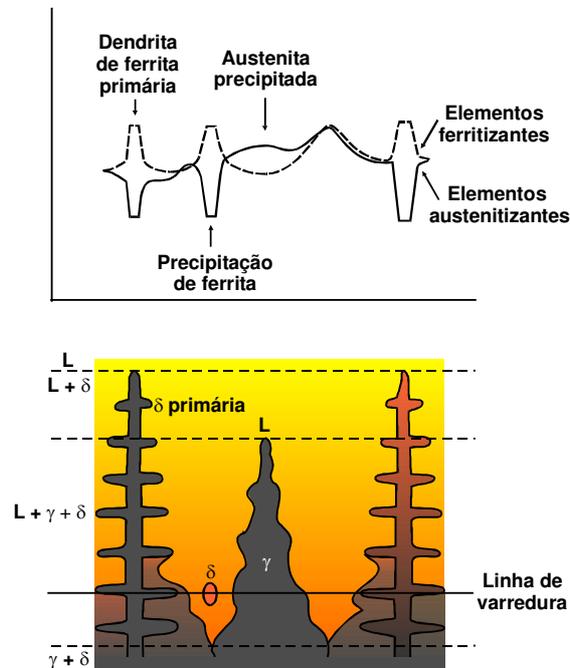


Figura 3.10 – Esquema de distribuição de cromo e níquel em ligas que iniciam a solidificação com a formação de ferrita (Allan, 1995).

Além deste padrão geral, parece mais claramente que, entre os braços da dendrita primária, existiam também áreas em que todos os elementos aumentavam rapidamente em concentração. Isto representa o estágio final da solidificação, em que o balanço da composição no líquido precipitaria somente austenita e os níveis de soluto cairiam rapidamente devido à segregação. Em vários casos, ficou evidente que essa área altamente concentrada precipita ferrita nos estágios final da solidificação.

3.4.3 Influência das Condições de Resfriamento

Como já mencionado, além da composição química, que é o mais importante fator na previsão e controle do modo de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos, a microestrutura

obtida após o resfriamento de ligas Fe–Cr–Ni depende também, de maneira secundária, da velocidade de resfriamento durante a solidificação (Fredriksson, 1972; Suutala, 1983) e da velocidade de resfriamento no estado sólido (Takalo et al, 1979).

A taxa de crescimento (R) e o gradiente térmico (G) são de grande importância na teoria da solidificação. Como a razão G/R afeta a morfologia de crescimento e o produto GR (taxa de resfriamento) determina o espaçamento dendrítico secundário, os valores de G e R são dependentes do tipo de processo. Alguns valores típicos aplicados na a solidificação do aço em diferentes processos são dados na tabela 3.5, onde os valores de G e R para os processos de fundição são dependentes de alguns fatores como o superaquecimento, o material do molde e a distância da parede do molde.

Tabela 3.5 – Valores típicos para taxa de crescimento (R), gradiente térmico (G) e taxa de resfriamento (GR) para aços em vários processos (Suutala, 1983).

Definição do Processo		R (cm/min)	G (°C/cm)	GR (°C/min)
Fundição	1 ton, na superfície	2,2	70	150
	1 ton, no centro	0,2	10	2
	9 ton, na superfície	1,0	150	150
	9 ton, no centro	0,1	4	0,4
Lingotamento contínuo	Placa, na superfície	6,0	330	2000
	Placa, no centro	1,0	40	40
Soldagem TIG				
Soldagem	com penetração	6,0	700	4000
	total			

Na prática, o efeito das condições de solidificação é freqüentemente descrito usando a taxa de resfriamento (GR), embora, de acordo com Suutala (1983), isto não descreva completamente seu efeito sobre o modo de solidificação nos aços inoxidáveis austeníticos sendo seu efeito somente de importância secundária.

Sob condições de resfriamento rápido, os modos de solidificação mudam drasticamente. A mudança da fase de equilíbrio ferrítica para a fase metaestável austenítica tem sido reportada por diferentes pesquisadores (Edvardsson et al, 1976; Vitek et al, 1983; Brooks et al., 1991; Guo et al, 1999).

Em situações em que as taxas de resfriamento encontradas são elevadas, há condição para reter alguma ferrita na forma metaestável (Kou e Le, 1982; Vitek et al., 1983). Por exemplo, para o aço inoxidável austenítico-ferrítico, a maioria da ferrita primária transforma-se em austenita durante a solidificação e o resfriamento, por uma reação peritética ou uma transformação no estado sólido, mas aproximadamente de 5 a 10% da ferrita permanece retida, resultando numa estrutura duplex. No entanto, o mesmo aço solidificado rapidamente (velocidade de crescimento da ordem de 10^6 K/s) apresenta uma estrutura completamente austenítica, ao invés de duplex. Era de se esperar que, de acordo com Fredriksson (1972), quando a taxa de resfriamento aumentasse, a transformação de ferrita para austenita poderia ser suprimida, resultando num alto teor de ferrita residual. No entanto, na solidificação rápida encontrou-se o oposto. Segundo Vitek et al (1983), a explicação seria o grande super-resfriamento (cerca de 50 °C) atingido nessa condição, permitindo que o líquido se transforme diretamente em austenita.

El Nayal e Beech (1986) também fazem afirmações semelhantes, pois observaram que em solidificação rápida ocorre a formação de estruturas metaestáveis ao invés das estruturas austenítica e duplex. As estruturas observadas sob condições de solidificação rápida são fortemente controladas pela velocidade de crescimento local e pelo gradiente de temperatura, ou seja, com altas taxas de solidificação, a cinética de crescimento de fases metaestáveis pode ser mais favorável (Guo et al, 1999; Pryds e Huang, 2000).

Capítulo 4

Metodologia Experimental

4.1 Considerações Gerais

A análise da influência da deformação no processo de obtenção de placas finas de Pb-2,5%Sb e de aço inoxidável 304, estando seu núcleo ainda no estado líquido, durante a solidificação, dá-se por meio da realização de diversos experimentos. Para isso, utilizaram-se diferentes fornos para a fusão das ligas metálicas, como também equipamentos para simulação física do efeito da taxa de resfriamento, baixa e alta, e do efeito da deformação na estrutura de placas finas. Também foram utilizados sistemas termométricos para monitorar e registrar as temperaturas, do metal líquido nos fornos, do molde e durante a solidificação e resfriamento do metal. Apresenta-se a seguir a descrição dos materiais, equipamentos e a metodologia aplicada na produção das placas finas, assim como a caracterização utilizada para o estudo dos efeitos da deformação de placas finas com o núcleo ainda em estado líquido.

4.2 Materiais Utilizados

Os materiais utilizados nos experimentos foram uma liga de Pb-2,5%Sb produzida pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT) e o aço inoxidável AISI 304 adquirido da Aço Villares S. A. As composições químicas de amostras retiradas antes e depois da obtenção de placas que não sofreram deformação dadas pelas análises químicas, realizadas pelo Centro de Tecnologia da Unicamp (CT). Como os valores de concentração dos elementos

principais de cada material não apresentaram diferenças significativas, são apresentados apenas um dos resultados conforme podem ser observadas nas tabelas 4.1 e 4.2

A utilização da liga Pb-2,5%Sb para os trabalhos experimentais iniciais deve-se a sua baixa temperatura de fusão ($T_L = 314 \text{ }^\circ\text{C}$ e $T_S = 284 \text{ }^\circ\text{C}$) e quando submetida à taxa de resfriamento elevada em molde metálico refrigerado pode ser obtida estruturas características do processo de solidificação unidirecional, o que possibilita a análise da influência da deformação em placas finas quando o núcleo ainda está no estado líquido.

Tabela 4.1 – Composição química da liga Pb-2,5%Sb (% em peso).

Pb	Sb
97,50	2,50

Tabela 4.2 – Composição química do aço inoxidável AISI 304 (% em peso).

C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	S	Mo
0,04	1,52	0,47	0,18	18,7	8,9	0,009	0,36

A escolha do aço cromo-níquel inoxidável austenítico AISI 304 ou tipo 18-8 ($T_L = 1454 \text{ }^\circ\text{C}$ e $T_S = 1399 \text{ }^\circ\text{C}$), deve-se ao seu atual emprego no processo de lingotamento contínuo de placas finas. Suas propriedades mais importantes são o seu modo de solidificação (ferrítico-austenítico), onde apresenta a estrutura composta predominantemente de austenita apesar de eventualmente possuir pequenos teores de ferrita, apresentando então um leve magnetismo. É não temperável e quando deformado a frio, torna-se parcialmente martensítico e ligeiramente magnético. Possui boa resistência à corrosão e tem a propriedade de manter boas características de tenacidade até temperaturas extremamente baixas, que o torna um material adequado para aplicações criogênicas sujeitas a choque e impactos. Caracteriza-se por um coeficiente de dilatação térmica linear cerca de 50% superior ao dos aços para construção mecânica. Portanto, é utilizado em equipamentos das indústrias química, farmacêutica, têxtil, do petróleo, do papel e celulose, indústria do frio, instalações criogênicas em geral, entre outras. Além disso, também é utilizado em equipamento hospitalar, permutadores de calor, válvulas e peças de tubulações.

4.3 Moldes Utilizados

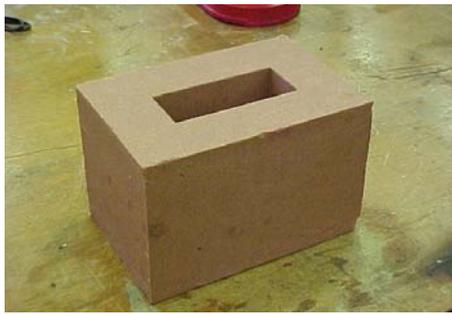
Para se obter diferentes taxas de resfriamento durante a solidificação das placas finas, foram utilizadas duas técnicas de fundição, ou seja, fundição de placas em molde de areia e fundição de placa em molde metálico refrigerado utilizando um simulador físico de lingotamento contínuo.

4.3.1 Molde de Areia

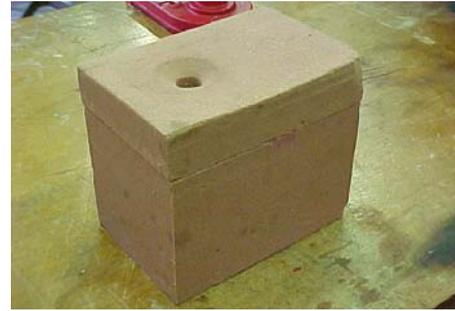
Moldes de areia foram confeccionados para se obter placas de aço com as dimensões de 150 mm de largura por 150 mm de altura com uma espessura de 60 mm para os casos em que se desejava que a taxa de resfriamento fosse pequena. Para a produção desses moldes de maneira artesanal, foi utilizado uma caixa de moldagem com macho de madeira em uma única peça, conforme mostrado na figura 4.1. Os moldes foram obtidos, enchendo esta caixa de moldagem com uma mistura previamente preparada de areia de sílica (granulometria 50 – 60 AFS) e resina furânica como aglomerante, compactada manualmente. Na figura 4.2 é mostrado o molde já confeccionado em que as espessuras das paredes e do fundo foram mantidas constantes e iguais a 60 mm. A disposição da montagem do experimento completo em molde de areia pode ser vista na figura 4.3.



Figura 4.1 – Caixa de moldagem com o macho de madeira.



(a)



(b)

Figura 4.2 – Molde de areia: (a) sem a tampa e (b) fechado.



Figura 4.3 – Experimento preparado.

4.3.2 Molde Refrigerado

Para simular o efeito do rápido resfriamento em uma placa fina, submetida ou não a deformação, utilizou-se o Simulador de Lingotamento de Placas Finas (SLPF) do Departamento de Engenharia de Materiais da FEM – UNICAMP, conforme apresentado na figura 4.4.

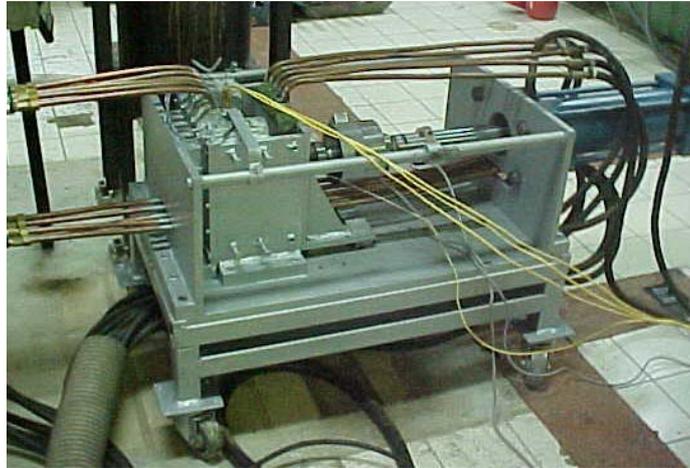


Figura 4.4 – Simulador de Lingotamento Contínuo de Placas Finas.

Como visto na figura 4.5, a câmara de solidificação do simulador é constituída de três paredes fixas e uma parede móvel todas construídas em aço 1020. Na parede móvel e na parede fixa oposta à mesma são fixadas placas de cobre eletrolítico refrigeradas a água, que simulam o resfriamento controlado do lingotamento contínuo sendo dotadas de canais de secção circular ligados aos tubos do sistema de entrada e saída do sistema de refrigeração, para permitir o resfriamento durante a solidificação da liga.

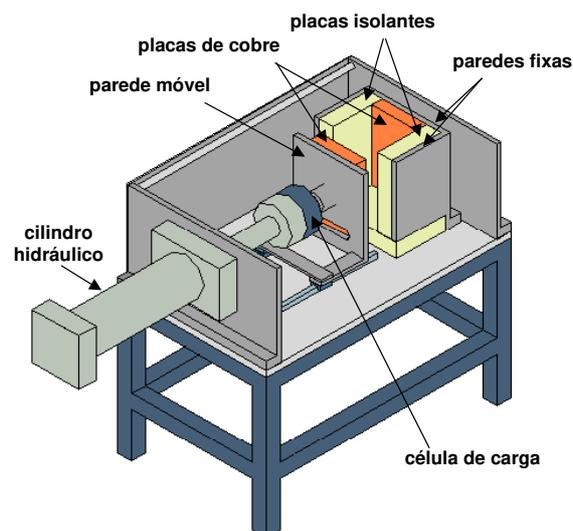


Figura 4.5 – Partes componentes do Simulador de Lingotamento Contínuo de Placas Finas.

A parede móvel, além de ter o rasgo para entrada dos tubos do sistema de refrigeração da placa de cobre, possui também um encaixe para fixação da célula de carga e de um assento na parte inferior para o acoplamento do sistema de guias para a movimentação. Já na parede fixa oposta, só existe o rasgo para entrada dos tubos do sistema de refrigeração. As paredes fixas laterais que são soldadas na mesa de apoio, permitem o encaixe de placas de material cerâmico isolante para que a extração de calor ocorra preferencialmente na direção da espessura da placa a ser fundida.

A movimentação da parede do molde é feita através de um cilindro hidráulico com capacidade de 1000 N, curso de 350 mm e pressão de trabalho de 16×10^6 Pa. A justificativa das características do cilindro hidráulico usado é devido à redução ser aplicada somente no final da solidificação, com o núcleo da placa ainda no estado líquido e, que no final desta redução, pode ocorrer o contato entre as dendritas da cascas solidificadas. O acionamento do cilindro é feito por uma unidade hidráulica composta de reservatório com capacidade para 100 l de óleo mineral com trocador de calor, de uma válvula proporcional de vazão e uma válvula de retenção.

A válvula proporcional de vazão permite a variação de velocidade da parede móvel de 0 a 70 cm/minutos, que pode apresentar um parâmetro importante para a microestrutura final solidificada. A válvula de retenção impede o retorno do cilindro no final da deformação da placa, no caso de haver uma carga contrária ao avanço do mesmo.

O cilindro também é dotado de um sensor de posição acoplado à sua haste. Através desse sensor pode-se determinar a posição exata da placa móvel durante o deslocamento e a extensão da deformação aplicada. O cilindro é fixado em uma placa em aço 1020, que é soldada a uma peça para permitir sua fixação na mesa e, para aumentar a rigidez do sistema, esta placa é fixada a outra placa idêntica através de duas barras de aço 1045. A movimentação da parede móvel, acionada pelo cilindro hidráulico, é feita através de um sistema de patim e trilho com capacidade para suportar cargas dinâmicas de até 6000 N (por patim).

A célula de carga, com capacidade nominal de 1000 N, está posicionada entre o cilindro e a parede móvel e permite medir a carga que está sendo aplicada para a deformação do metal durante a solidificação e também controla o movimento do cilindro no caso de uma sobrecarga de

sistema. A medida da força aplicada feita pela célula de carga é enviada para um condicionador de sinais, uma vez que o sinal deste sensor necessita de amplificação, sendo então enviado para o sistema de aquisição de dados.

O sistema de refrigeração das paredes de cobre que constituem o molde é composto de um reservatório com capacidade para 500 litros de água, uma bomba com capacidade para 200 m³/h, um distribuidor de vazão construído em aço inoxidável e de tubos de alimentação. A bomba succiona a água do reservatório e alimenta o distribuidor através de duas mangueiras de ¾ de polegada de diâmetro e com capacidade para suportar pressões de até 10⁶ N/m². A vazão de água que alimenta o distribuidor pode ser variada através de duas válvulas tipo gaveta, podendo assim variar a extração de calor do metal líquido através das placas de cobre. O distribuidor alimenta os canais de refrigeração das placas de cobre através de mangueiras de ½ polegada de diâmetro com capacidade para suportar 10⁶ N/m² de pressão. Cada placa é alimentada por 5 canais, constituídos por tubos de cobre acoplados às mangueiras do distribuidor.

Na figura 4.6 está apresentado o sistema totalmente montado para a realização dos experimentos que inicialmente foram sem a aplicação de deformação para obter placas finas de 60 mm de espessura e, posteriormente, com a aplicação de deformação para se obter placas finas com espessuras menores que 60 mm com o núcleo ainda no estado líquido.



Figura 4.6 – Simulador de Lingotamento Contínuo preparado para o experimento.

4.4 Aquisição de Dados

O acompanhamento das temperaturas durante a solidificação é realizado através de termopares convenientemente posicionados nas paredes do molde e no metal líquido acoplados ao sistema de aquisição. No molde foi usado um termopar do tipo K (cromel/alumel – NiCr/NiAl) de 1,5 mm de diâmetro, localizado a 3 mm da interface metal/molde para o molde refrigerado e a 10 mm para o molde de areia. Para a aquisição dos perfis de solidificação das placas finas foram utilizados para o aço inoxidável termopares tipo S (platina/platina 10% ródio – Pt/Pt 10%Rh) de 0,35 mm de diâmetro introduzidos em tubos de alumina de 2 mm de diâmetro com as suas extremidades protegidas com massa refratária à base de óxido de cromo. Para a liga Pb-2,5%Sb, foram utilizados termopares tipo K de 1,5 mm de diâmetro. As posições adotadas para os termopares foram um no centro do molde, ou seja, a 30 mm da parede do molde, um na interface e um a 15 mm da parede conforme a configuração apresentada na figura 4.7.

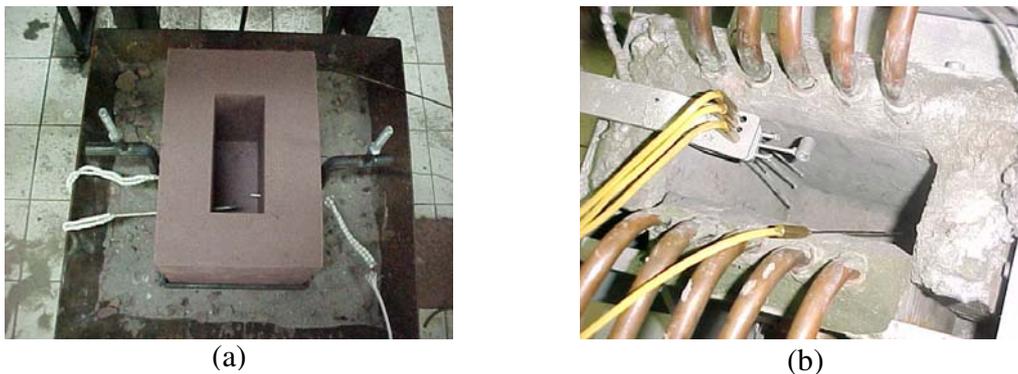
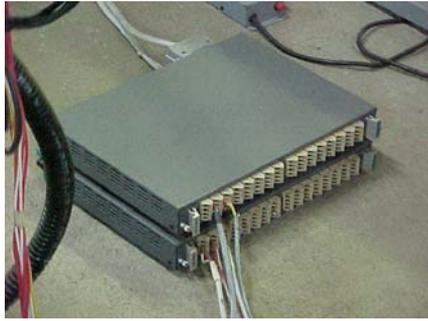


Figura 4.7 – Disposição dos termopares: (a) no molde de areia e (b) no molde metálico.

A aquisição dos dados e o controle do processo são monitorados através de um sistema de aquisição de dados, de 12 bits de resolução, acoplado a um microcomputador, dotado de 32 canais de leitura e taxa de aquisição de 10 Hz por canal permitindo a leitura das variações da temperatura no metal e no molde. Na figura 4.8, está mostrado o computador que utiliza a placa de aquisição e os módulos condicionadores.



(a)



(b)

Figura 4.8 – Sistema de aquisição: (a) módulos condicionadores de 16 canais; e (b) computador com placa de aquisição.

4.5 Fornos Utilizados

Foram utilizados dois tipos de fornos de acordo com o material da placa fina a ser obtida. Para a fusão da liga Pb-2,5%Sb, foi utilizado um forno de resistência elétrica tipo cuba com potência nominal de 5,1 kW e temperatura máxima de trabalho de 1200 °C, que é visto na figura 4.9.



Figura 4.9 – Forno de resistência elétrica tipo cuba.

Para a produção das placas finas de aço inoxidável, sua fusão foi realizada em um forno de indução eletromagnética com sistema VIP Power Trak 35 kW PT 96 da Inductotherm Indústria e Comércio Ltda, apresentando potencia nominal de 35 kW e frequência de 9600 Hz com

capacidade em peso de 25 kg com uma taxa de fusão, estando quente, de 38 kg/h a 1650 °C (figura 4.10).



Figura 4.10 – Forno elétrico de indução.

4.6 Procedimento Experimental

4.6.1 Placas Finas de Pb-2,5%Sb

As placas finas de Pb-2,5%Sb foram obtidas utilizando o molde refrigerado, ou seja, com a utilização do simulador de lingotamento contínuo de placas finas. Para cada experimento foram fundidos, 15 kg da liga já preparada, em forma de chapas cortadas em pequenos pedaços, em um cadinho de carbetto de silício tipo AS 8 no forno de resistência elétrica tipo cuba mantido a uma temperatura de 400 °C. Após completa fusão, o cadinho foi retirado do forno e sua massa líquida mantida em constante agitação, sendo sua temperatura controlada através de medições com termômetro digital (figura 4.11), até alcançar a temperatura de vazamento estabelecida em 360 °C, aproximadamente 10% acima da temperatura de fusão da liga.



Figura 4.11 – Tomada de temperatura da liga Pb-2,5%Sb com termômetro digital.

Em todos os experimentos, as paredes de cobre do molde refrigerado eram mantidas afastadas a uma distância de 60 mm revestidas com uma fina camada de óxido de cromo com a finalidade de protegê-la contra as altas temperaturas. O interior do molde era mantido aquecido a uma temperatura variando de 250 a 300 °C para evitar a presença de umidade.

O vazamento era então realizado, com o cadinho bem próximo do molde refrigerado para minimizar a turbulência durante o enchimento, primeiro para obter placas de 60 mm de espessura e aquisição de dados necessários para estabelecer qual o momento em que se deveria acionar o sistema de deformação estando o núcleo ainda no estado líquido. Para isso, foi analisado o perfil de temperatura e verificou-se qual o tempo decorrido desde o término do vazamento até a temperatura do centro da placa alcançar a temperatura solidus. Esta variação de tempo é então dividida por dois e tem-se o momento de acionamento do sistema após o vazamento, garantindo que o núcleo da placa ainda esteja no estado líquido.

Os experimentos posteriores foram para obter placas deformadas a partir da espessura inicial estabelecida de 60 mm até alcançarem uma redução de aproximadamente 20 e 40%, ou seja, se obter placas com espessuras finais de 50 e 40 mm, respectivamente.

4.6.2 Placas de Aço Inoxidável

Para cada experimento, tanto em molde de areia como no refrigerado, foram refundidos 12 kg de aço inoxidável mantendo-se a temperatura de vazamento em torno de 1580 °C. Esta temperatura era acompanhada através de pirômetro portátil com lança e sensor descartável tipo S, (figura 4.12).



Figura 4.12 – Medição de temperatura no forno elétrico de indução com termopar de imersão.

Antes de cada vazamento, de acordo com Finarde (1993), é feito um acréscimo de 2 g de CaSi (Silax) para cada quilo de aço inoxidável no estado líquido com a função de melhorar sua fluidez (figura 4.13).



Figura 4.13 – Acréscimo de CaSi.

Para se obter as placas de aço em molde de areia, o aço líquido foi vazado diretamente no mesmo, utilizando-se para minimizar a turbulência uma calha de corrida pré-aquecida por maçarico a gás, conforme se pode observar na figura 4.14.



Figura 4.14 – Vazamento do aço líquido em molde de areia.

Na figura 4.15, são apresentados os perfis de temperatura obtidos durante a produção da placa fina em molde de areia. Durante o procedimento experimental ocorreram alguns problemas que tiveram que ser corrigidos. Em função da alta temperatura do aço durante o vazamento, nos primeiros ensaios houve falhas no processo de aquisição dos dados em função da abertura dos termopares. Para que isso não ocorresse aumentou-se a espessura da camada protetora de óxido de cromo. Além disso, ocorreu também o rompimento do molde de areia, que somado à disposição dos termopares diminuiu a sua resistência. O problema foi resolvido simplesmente alterando-se a disposição dos termopares para novas posições que não se entre em contato direto com metal líquido durante o vazamento (figura 4.16).

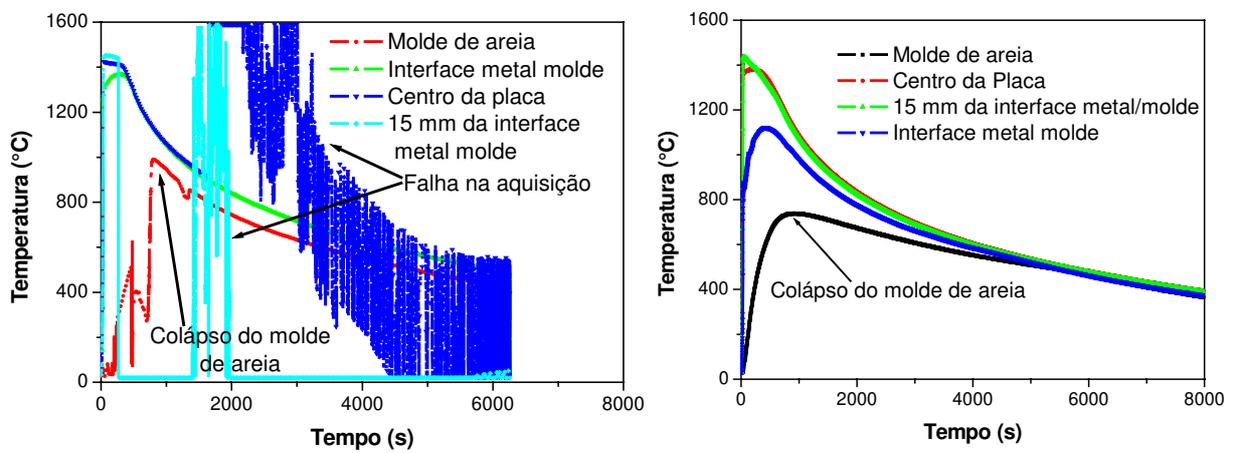


Figura 4.15 – Exemplos de experimentos que apresentaram falhas na aquisição.

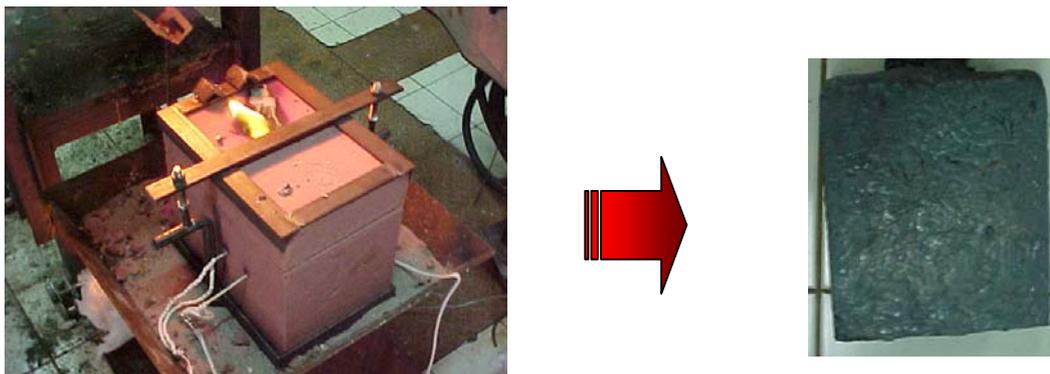


Figura 4.16 – Experimento realizado em molde de areia e a placa obtida.

Já no caso das placas obtidas no molde refrigerado, as mesmas condições estabelecidas para as placas de Pb-Sb foram mantidas, ou seja, à distância entre as paredes do molde antes da aplicação da deformação e sua temperatura de pré-aquecimento. Portanto, as placas iniciais sem deformação serviram também para estabelecer o momento em que se deveria aplicar a deformação. Assim como no caso da obtenção da placa em molde de areia, utilizou-se uma calha pré-aquecida para minimizar a turbulência no aço líquido. As placas de aço inoxidável obtidas com deformações tiveram suas espessuras reduzidas em 5, 10 e 15%, ou seja, placas com 58, 55 e 50 mm de espessura respectivamente.

4.7 Caracterização

Após a obtenção de cada placa, foi realizada sua caracterização. Esta caracterização teve como objetivo a análise das macro e microestruturas, para verificar a constituição da estrutura final e avaliar a segregação, assim como, a medição dos espaçamentos interdendríticos primários e secundários e sua análise através de microsonda para ter uma avaliação mais localizada da microsegregação (ASTM – E 3, 2001).

Para a realização desta etapa, primeiramente determinou-se a região de estudo. Esta região, como pode ser vista esquematicamente na figura 4.17, foi escolhida por ser a que menos sofre influência externa garantindo manutenção da direcionalidade do fluxo de calor.

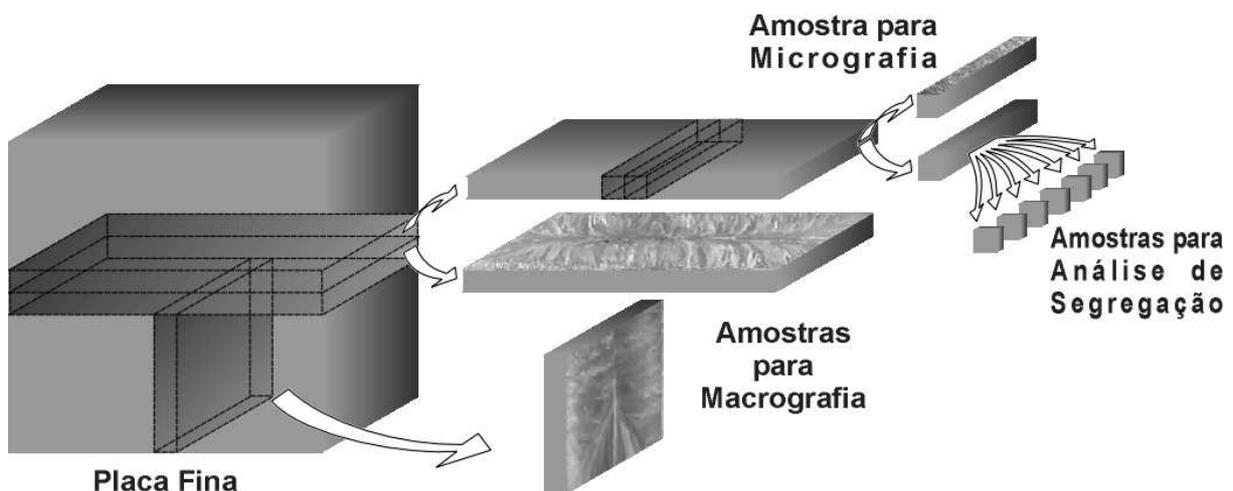


Figura 4.17 – Esquemas de estudo metalográficos das placas finas.

4.7.1 Macroestrutura

Para avaliar o comportamento da macroestrutura, o ataque foi realizado nas seções transversal e longitudinal para exame visual. Esse processo dá uma boa indicação da constituição da estrutura final, que facilita a classificação da forma da estrutura de solidificação.

Para cada material estudado, utiliza-se uma metodologia diferenciada para se realizar a análise macroestrutural das amostras obtidas.

O preparo das amostras de aço inoxidável constou inicialmente de retificação da superfície a ser estudada para se eliminar as imperfeições superficiais devido ao corte feito em serra mecânica e posteriormente, realizando-se a etapa de lixamento.

O lixamento foi realizado em lixadeira manual usando lixas de carbetos de silício e óxido de alumínio refrigeradas a água. As seqüências utilizadas foram de grana 180, 220, 320, 480, 600 de carbetos de silício e continuando com a de 800 e 1000 de óxido de alumínio.

O macroataque foi realizado com excelentes resultados utilizando o reagente de Kalling (5g CuCl_2 , 40 ml HCl e 30 ml H_2O), que acordo com as indicações de Vander Voort (1989) que segue a orientação da ASTM, este ser mais adequada para microataque de aço inoxidável austenítico. Para isso, as amostras foram imersas no reagente por um período suficiente para revelação das estruturas, em seguida lavado com água corrente e depois com álcool etílico e seco.

No caso da liga de Pb-2,5%Sb, todas as lixas utilizadas foram de óxido de alumínio e o preparo das amostras constou de lixamento em lixadeira mecânica tipo rotativa sem a aplicação de pressão excessiva, na mesma seqüência de lixas usada para os aços até a 400. Continuou-se o lixamento em lixadeira manual até a lixa de grana 1200, devido à necessidade de se evitar deformações o que impedem a visualização das macroestruturas.

Após esta etapa foi realizado o ataque. O reagente utilizado foi sugerido pela ASTM – E 340 (2000) que indica como reagente para ligas de chumbo e antimônio, uma mistura de 80 ml de ácido nítrico (HNO_3) concentrado, diluído em 220 ml de água destilada com 45 g de molibdato de amônia ($(\text{NH}_4)_2\text{MoO}_4$) também diluído em 300 ml de água destilada. O processo de ataque foi por imersão, em tempo suficiente para promover uma reação de oxidação de toda a superfície de estudo, sendo em seguida lavado em água corrente e limpo com chumaço de algodão para a retirada de óxido. O número de vezes de repetição para este modo de ataque deve ser o suficiente para se eliminar as deformações, devido ao corte ou lixamento, e revelar as macroestruturas

desejadas.

O passo seguinte foi a realização de fotografias de todas as macroestruturas obtidas para posterior análise. As fotos foram obtidas através de máquina fotográfica do tipo digital devido à facilidade de se obter bons resultados de maneira mais rápida.

4.7.2 Microestrutura

A análise das microestruturas é realizada em microscópio tipo óptico (Neophot) com analisador de imagem onde é feita uma varredura a partir da interface até o centro da placa.

Para o aço inoxidável, as amostras para esse estudo (figura 4.17) foram embutidas em baquelite ou em resina epóxi sendo então, lixadas seguindo a mesma seqüência estabelecida anteriormente continuando com lixa de óxido de alumínio de grana 1200 e posterior polimento com pasta de diamante de 6 e 1 μm lubrificado com álcool etílico.

O ataque que se mostrou mais adequado para este tipo de aço de acordo com as indicações de Vander Voort (1989) foi o eletrolítico. Para isto, foi usado o ácido oxálico a 10% com uma voltagem de 6 V com corrente contínua durante 45 a 60 s.

No caso da liga Pb-2,5%Sb, o preparo das amostras constou de lixamento contínuo na mesma seqüência de lixa usada para os aços, só que continuando até a lixa de grana 1200 e todas sendo de óxido de alumínio sem aplicação de pressão. O polimento foi realizado em duas etapas, iniciando o polimento com pasta de diamante de 6 μm , utilizando como lubrificante álcool etílico e seguindo um polimento final com pasta de diamante de 1 μm com o mesmo lubrificante. O reagente utilizado foi o indicado pela ASTM – E 407 (1999), que sugere o obtido da mistura de ácido acético (15 ml), ácido nítrico (15 ml) e glicerol (60 ml) à temperatura de 80 °C com uma pequena modificação no modo de uso que foi sua utilização à temperatura ambiente, não houve a necessidade de aquecimento e foram alternados ataque e polimento inúmeras vezes até se conseguir eliminar todas as deformações adquiridas durante a etapa de lixamento.

Para a medição do espaçamento dendrítico, utilizam-se os métodos indicados por Gündüz e Çadirli (2002), ou seja, para o espaçamento dendrítico primário (EDP) ou λ_1 . As medidas são feitas na seção transversal (perpendicular à direção de crescimento) por apresentar com maior precisão a cada 5 mm a partir da interface metal/molde. Utiliza-se nesse caso, o método do triângulo. Para o espaçamento dendrítico secundário (EDS) ou λ_2 , usa-se a média das distâncias entre os ramos secundários na seção longitudinal de uma dendrita primária (método do intercepto) como pode ser visto na figura 4.18. Essas medidas são realizadas a cada 2 mm a partir da interface metal/molde. Em ambos os casos são realizados de 40 a 50 medições para cada posição.

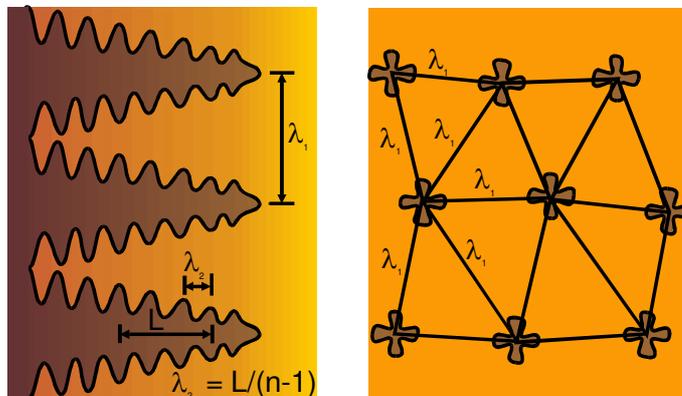


Figura 4.18 – Parâmetros microestruturais e procedimentos de medidas de EDP (λ_1) e EDS (λ_2).

4.7.3 Macrossegregação

O melhor método para a sua determinação é a análise química da zona segregada, realizada no centro do lingote por sondagem perpendicular ao eixo do lingote utilizando fluorescência de raios X. As amostras foram tiradas (figura 4.17), a partir da interface de 5 em 5 mm. Os elementos analisados são o cromo, níquel e manganês para o aço inoxidável e somente antimônio para a liga Pb-2,5%Sb.

4.7.4 Microsegregação

Para avaliar o perfil de concentração de soluto após a solidificação, e conseqüentemente permitir a determinação do índice de segregação, fez-se uma varredura com microsonda

eletrônica entre dois braços dendríticos primários adjacentes passando por toda a região interdendrítica conforme indicação de Kraft e Chang (1998), Rajasekhar (1997) e Johnson et al (1998).

Para isso, determinou-se a variação do teor de cada um dos elementos já anteriormente citados, pontualmente, utilizando-se a técnica de espectroscopia por energia dispersiva no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

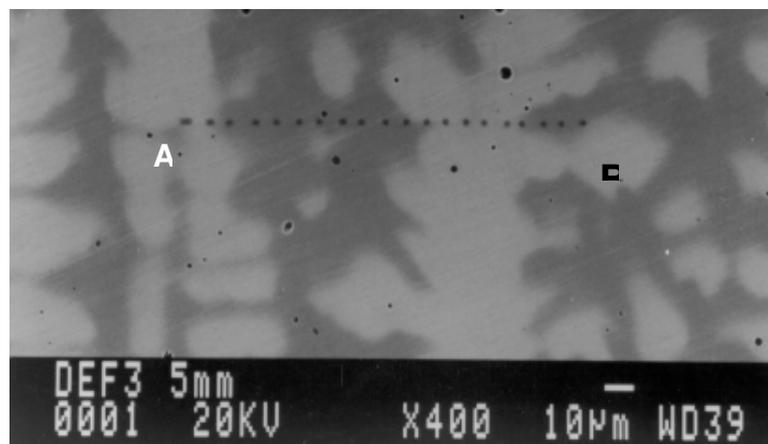


Figura 4.19 – Exemplo de análise pontual entre dois ramos dendríticos primários (A-B) em uma placa de aço inoxidável.

No caso específico do aço inoxidável, neste estudo houve a necessidade de repolimento de todas as amostras e utilização de um novo método de ataque. Para isto, foi utilizado um reagente, também indicado por Vander Voort (1989), denominado de Beraha. Neste caso, houve a necessidade de alternar continuamente entre ataque e polimento até obter o resultado desejado.

Capítulo 5

Análise dos Resultados

5.1 Introdução

Estudando a influência do efeito da velocidade e do grau de deformação em placas finas de aço AISI 1060 e aço API deformadas com o núcleo ainda no estado líquido, Sobral (2000) e Palmiere (2001) mostraram que há uma melhor distribuição de soluto nas regiões centrais das mesmas. No entanto, não são verificadas diferenças significativas entre as microestruturas nas diversas regiões das placas. Isto provavelmente pode ter ocorrido em decorrência desses materiais sofrerem transformações de fase no estado sólido durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Portanto, não é possível observar com clareza a influência desses efeitos na microestrutura.

Neste trabalho, que tem como objetivo principal a análise do efeito da deformação em placas finas com o núcleo ainda no estado líquido sobre a microestrutura e a segregação de soluto, são utilizados dois materiais: uma liga de Pb-2,5%Sb e o aço inoxidável AISI 304. O primeiro apresenta baixo ponto de fusão, o que facilita a sua manipulação na produção de placas finas além de possibilitar um elevado grau de deformação. Sua microestrutura é bem definida, o que facilita a sua caracterização, possibilitando fazer comparações entre a amostra sem deformação com aquelas com diferentes graus de deformação. O aço inoxidável austenítico, como dito anteriormente, além da sua aplicação para produção de placas finas no processo de lingotamento contínuo, apresenta estrutura quase que totalmente inalterada, durante a solidificação e posterior resfriamento, até a temperatura ambiente. Isto o torna adequado para a

este estudo apesar de ter apresentado dificuldades na aplicação dos diferentes graus de deformação. Portanto, aqui são apresentadas as análises das curvas de resfriamento obtidas durante a realização dos experimentos, de suas macroestruturas e microestruturas de solidificação, assim como das distribuições de soluto das placas finas com e sem deformação.

5.2 Curvas de Resfriamento

5.2.1 Liga Pb-2,5%Sb

Na figura 5.1 podem ser observados as curvas de resfriamento obtidas por termopares localizados na interface metal/molde, a 15 mm do molde e no centro da placa fina, durante um experimento realizado com a liga Pb-2,5%Sb em molde refrigerado utilizando a câmara do simulador de lingotamento contínuo sem a aplicação de deformação. Para esta liga, a análise térmica diferencial determina que a temperatura liquidus é de 309 °C e a solidus de 250 °C. Como pode ser observada, a temperatura máxima registrada pelo termopar localizado na interface metal/molde não chega a alcançar a temperatura de fusão da liga, indicando que há a formação quase que imediata de uma pequena casca sólida junto à parede do molde.

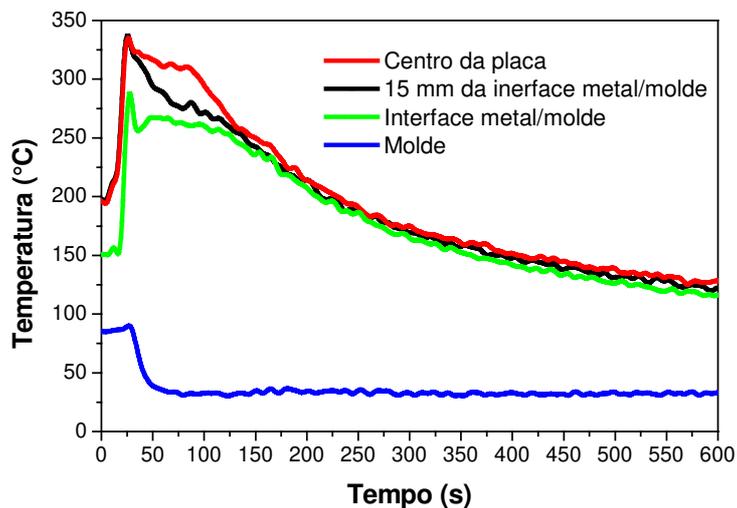


Figura 5.1 – Curvas de resfriamento da placa fina de Pb-2,5%Sb com 60 mm de espessura sem sofrer deformação, obtida no simulador de lingotamento contínuo.

O comportamento térmico do molde de cobre refrigerado também foi monitorado. Através do resultado, pode-se notar que sua temperatura inicial era de 86 °C, mantendo-se constante até o momento do vazamento, quando subiu para 93 °C. Pode-se notar a eficiência no processo de extração de calor já que a temperatura em 22 segundos já havia caído para 30 °C, que era a temperatura da água de refrigeração no momento do experimento.

Um detalhe das curvas de resfriamento a 15 mm da placa refrigerada e no centro da placa é mostrado na figura 5.2. Verifica-se que o início da solidificação no centro da placa fina ocorreu 30 segundos após a frente de solidificação ter passado pela posição de 15 mm. O tempo transcorrido para ocorrer a solidificação completa da placa fina tomando como referência o seu centro é de 106 segundos.

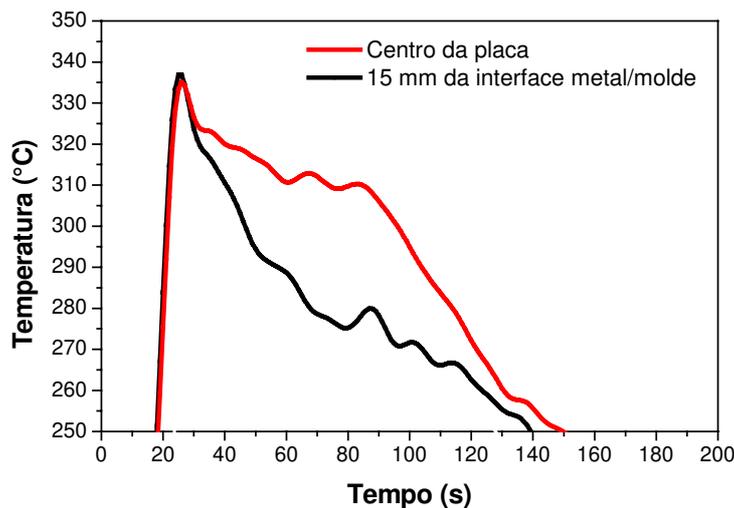


Figura 5.2 – Detalhe das curvas de resfriamento a 15 mm da parede do molde e no centro da placa fina de Pb-2,5%Sb com 60 mm de espessura.

A figura 5.3 apresenta as curvas de resfriamento de uma placa fina de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado submetida a uma deformação de aproximadamente 35%, ou seja, com a redução da espessura da placa de 60 mm para 40 mm com seu núcleo no estado líquido. Observa-se que há uma aproximação entre as curvas do centro e a 15 mm provavelmente devido à diminuição da heterogeneidade térmica no interior da placa e/ou pode ter ocorrido do líquido ser forçado para parte superior da placa durante a deformação.

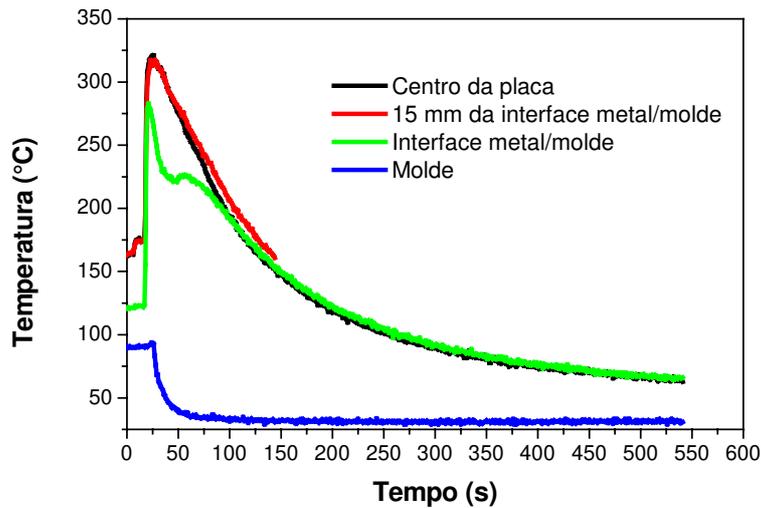


Figura 5.3 – Curvas de resfriamento da placa fina de Pb-2,5%Sb deformada de 60 mm para 40 mm de espessura obtida no simulador de lingotamento contínuo.

Na figura 5.4 observa-se um detalhe da curva de resfriamento do centro da placa deformada. O início da solidificação no centro da placa e a 15 mm da interface quase que ocorrem ao mesmo tempo, tendo uma diferença de apenas 2 segundos entre as mesmas. No momento em que foi aplicada a deformação, que ocorreu 15 segundos após o término do vazamento, verifica-se que há um aumento de temperatura do metal líquido de 5 °C e que 8 segundos depois é iniciada a solidificação. Comparando com a placa sem deformação, verifica-se que os comportamentos são totalmente diferentes. O tempo para a solidificação ser completa é de apenas 50 segundos, sendo menor do que a da placa sem deformação. Portanto, o que se observa é um aumento da velocidade de solidificação pela aproximação entre as paredes refrigeradas e que devido ao aumento do contato entre o molde e o sólido formado houve uma melhor transferência de calor decorrente do melhor contato térmico na interface metal/molde devido a aplicação da pressão durante a deformação.

Observando a figura 5.5, pode-se notar as curvas de resfriamento para a placa fina de Pb-2,5%Sb deformada em aproximadamente 15%. O tempo indicado para o início da solidificação no centro da placa é menos que o esperado, o que indica ter ocorrido um deslocamento do termopar no momento da deformação. Mas, pelo termopar localizado a 15 mm da interface, é observado um comportamento da curva muito semelhante ao caso apresentado na figura 5.3.

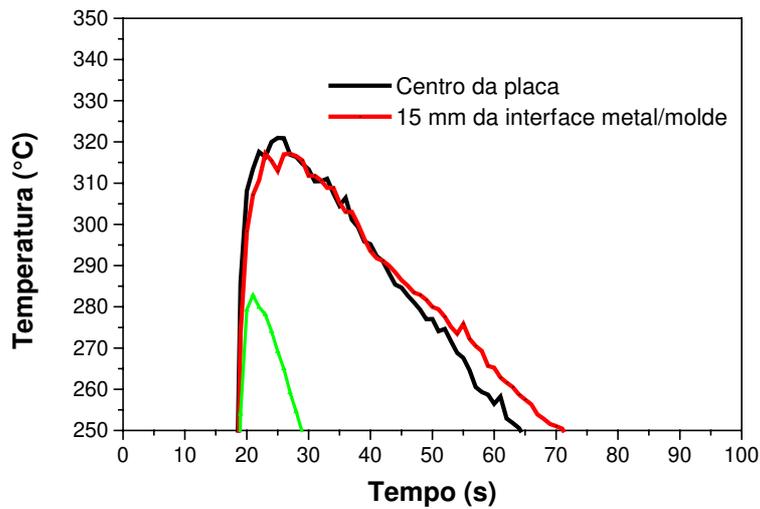


Figura 5.4 – Detalhe das curvas de resfriamento a 15 mm da parede do molde e no centro da placa fina de Pb-2,5%Sb com espessura final de 40 mm.

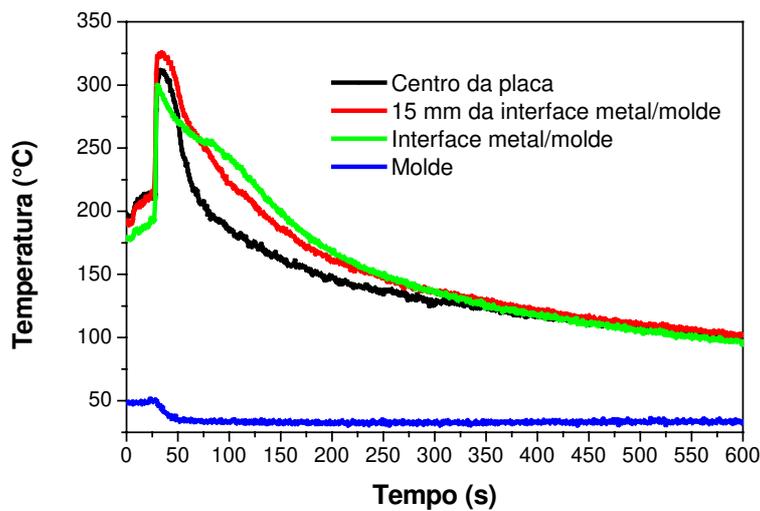


Figura 5.5 – Curvas de resfriamento da placa fina de Pb-2,5%Sb deformada de 60 mm para 50 mm de espessura obtida no simulador de lingotamento contínuo.

Podem ser formuladas duas possíveis explicações para o comportamento das curvas de resfriamento obtidos pelos termopares localizados na placa fina, conforme observado nas figuras 5.3 e 5.5. A primeira deve-se a possibilidade de que, no momento da aplicação da deformação, os

termopares localizados, tanto no centro como a 15 mm da interface metal/molde estarem em contato com o metal líquido, conforme mostrado esquematicamente na figura 5.6 (a). Neste caso, não há o deslocamento dos termopares permanecendo fixos nas posições inicialmente estabelecidas. Como há a diminuição da espessura, o termopar localizado no centro passar a registrar temperatura em posições mais próximas da parede móvel do molde, podendo apresentar perfil da curva bem próximo ao do termopar localizado a 15 mm do molde ou até apresentar tempo de solidificação menor (figura 5.6 (b)). A outra situação pode ocorrer quando durante a deformação as pontas da dendritas possam ter deslocado o termopar do centro para uma posição mais próxima do termopar localizado a 15 mm do molde (figura 5.6 (c)).

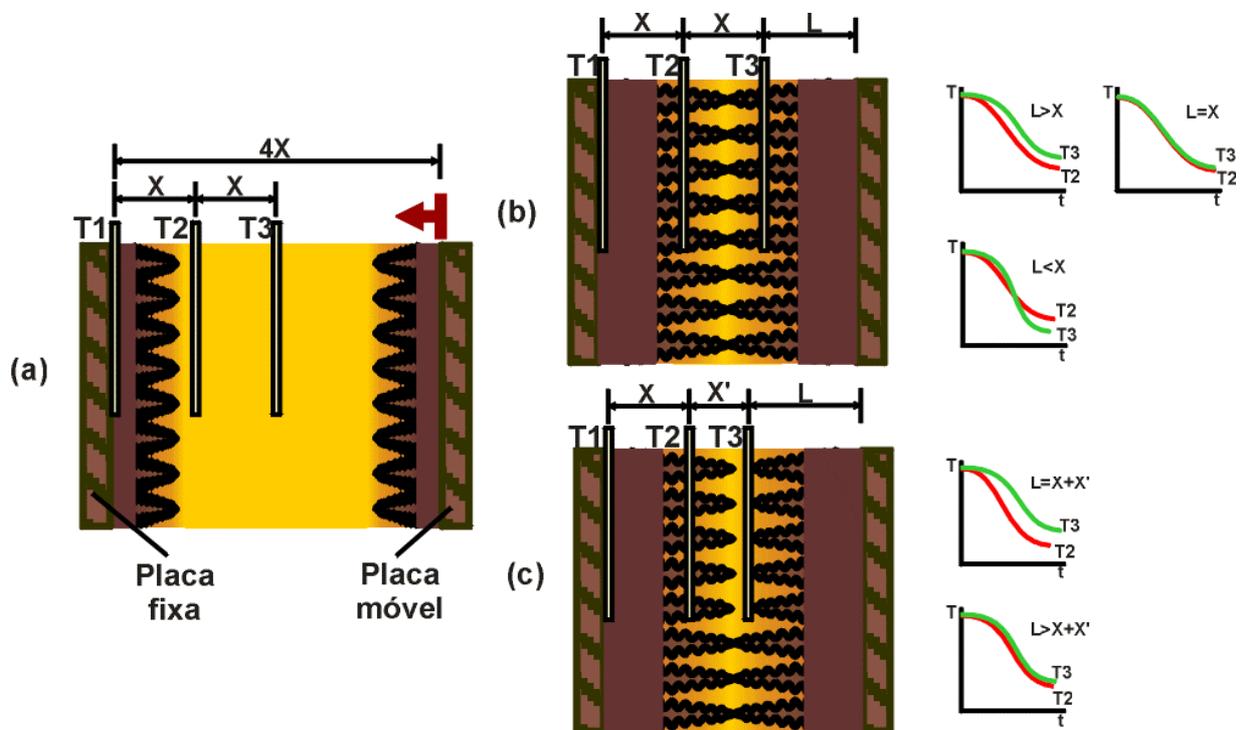


Figura 5.6 – Esquema do deslocamento do termopar central no processo de solidificação de uma placa fina deformada com seu núcleo ainda no estado líquido.

5.2.2 Aço Inoxidável

As placas finas de aço inoxidável, conforme dito anteriormente, foram produzidas sob duas condições de resfriamento. Uma utilizou molde de areia na qual a solidificação ocorre de maneira

bem lenta sendo possível acompanhar todo o comportamento térmico do processo, e outra utilizando molde refrigerado em que inicialmente foi produzida uma placa nas mesmas dimensões que em areia, e posteriormente com aplicação de deformação estando o seu núcleo ainda no estado líquido.

Na figura 5.7 observa-se a evolução de temperatura de uma placa fina de aço inoxidável solidificada em molde de areia. Neste caso, as temperaturas tanto no centro da placa como a 15 mm da interface mantiveram-se iguais acima da temperatura liquidus durante 100 segundos devido à baixa taxa de extração de calor pelo molde promover uma homogeneidade térmica na massa líquida. Após esse período, a temperatura começa a cair, sendo que o início da solidificação a 15 mm do molde ocorre após 30 segundos e a frente de solidificação alcançou a região central da placa 30 segundos mais tarde. Novamente, como foi verificado para todos os casos das placas da liga não ferrosa, ocorre a formação de uma casca sólida no início do processo quando o metal líquido entrou em contato com o molde à temperatura ambiente, como verificado pelo comportamento do registro de temperatura na interface metal/molde.

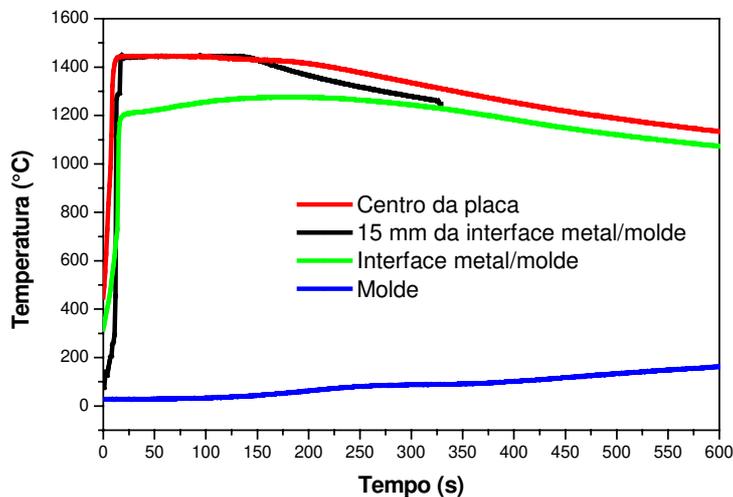


Figura 5.7 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável com 60 mm de espessura, obtida em molde de areia.

A figura 5.8 apresenta as curvas de resfriamento da placa de aço inoxidável solidificada em molde refrigerado sem a aplicação da deformação com o núcleo líquido. O tempo para que a temperatura a 15 mm da interface metal/molde alcancem a liquidus, neste caso, é de 30 segundos após o término do vazamento. Já o início da solidificação no centro da placa ocorre depois de 100 segundos, e o tempo necessário para esta mesma região alcançar a temperatura solidus é de 24 segundos. A aquisição da temperatura na interface metal/molde apresenta uma falha, isto em decorrência, como foi dito no capítulo anterior, das altas temperaturas e da possibilidade da abertura temporária dos termopares.

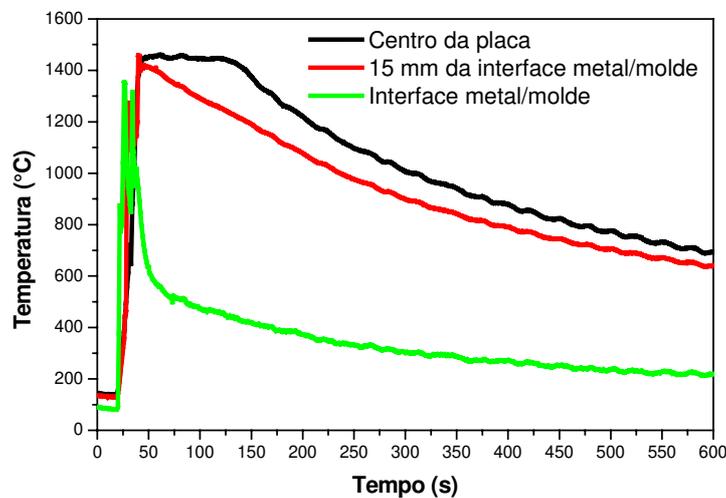


Figura 5.8 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável com 60 mm de espessura sem sofrer deformação, obtida no simulador de lingotamento contínuo.

A evolução de temperatura para uma placa de aço com deformação de 2 mm é apresentada na figura 5.9. Percebe-se que o tempo para a solidificação no centro da placa começa a cair se comparado ao caso anterior. Comparando a curva do centro da placa com ao do caso anterior pode-se verificar uma diminuição no tempo de solidificação. Além disso, nota-se que há uma pequena aproximação das curvas de resfriamento do centro e a 15 mm da interface mostrando a diminuição da heterogeneidade térmica em regiões distintas da placa apesar da pequena deformação aplicada.

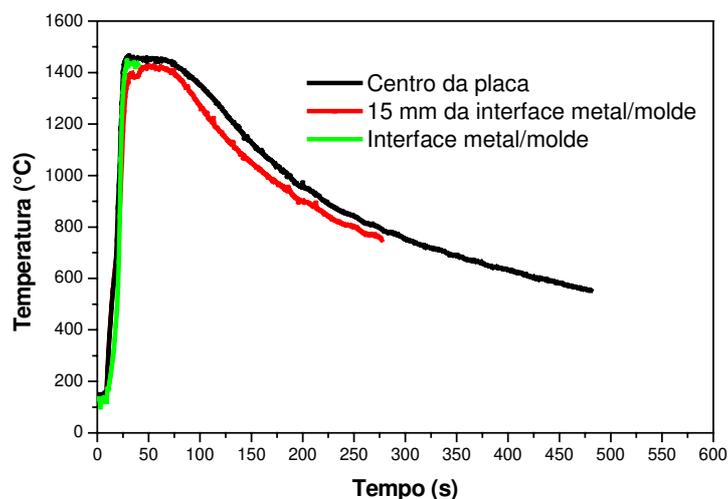


Figura 5.9 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável deformada de 60 mm para 58 mm de espessura, obtida no simulador de lingotamento contínuo.

A figura 5.10 apresenta o comportamento térmico da placa que sofreu deformação de 5 mm. Observando-a, verifica-se que, devido a dificuldades de aquisição no momento da deformação, perdeu-se o sinal no centro da placa antes de iniciar a sua solidificação. Já para a posição a 15 mm da interface metal/molde conseguiu-se medir a temperatura até um momento após a completa solidificação. Comparando com o resultado apresentado na figura 5.8 percebe-se o que já era esperado, ou seja, realmente há uma diminuição no tempo de solidificação com o aumento da deformação devido à diminuição da espessura da placa e o aumento da transferência de calor e o aumento da taxa de transferência de calor devido a melhora do contato térmico.

Na figura 5.11 é apresentada as curvas de resfriamento de uma placa em que a deformação é de 10 mm. Para este caso, observa-se um aumento das temperaturas registradas, tanto a 15 mm do molde quanto no centro da placa, indicando o momento em que ocorre o início da deformação. Isto provavelmente pode ter ocorrido devido ao fato do metal no estado líquido da região central, que estava a uma temperatura mais elevada, durante a deformação, ter penetrado entre os espaços interdendríticos do sólido inicialmente formado. Um detalhe desta curva pode ser visto na figura 5.12 em que, portanto, a deformação ocorreu 10 segundos após o término do vazamento, mostrando claramente que as duas regiões em questão ainda estavam no estado líquido. Após 2 segundos do início da deformação, houve uma falha no registro das temperaturas levando 4

segundos para o termopar a 15 mm do molde retornar à condição normal, e o termopar no centro levou 10 segundos. O início da solidificação na região a 15 mm da interface metal/molde dá-se 35 segundos após o início da deformação e na região central 2 segundos depois. Verifica-se, portanto, que conforme foi dado um aumento no grau de deformação na placa fina, há um aumento da velocidade de solidificação em todas as suas regiões.

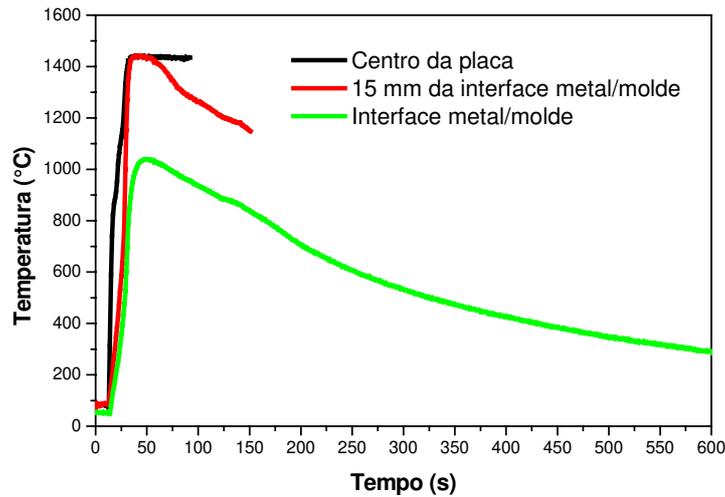


Figura 5.10 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável deformada de 60 mm para 55 mm de espessura, obtida no simulador de lingotamento contínuo.

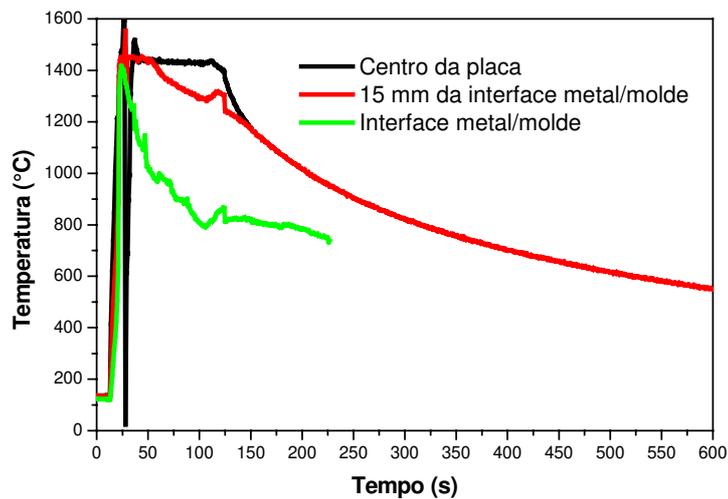


Figura 5.11 – Curvas de resfriamento da placa fina de aço inoxidável deformada de 60 mm para 50 mm de espessura, obtida no simulador de lingotamento contínuo.

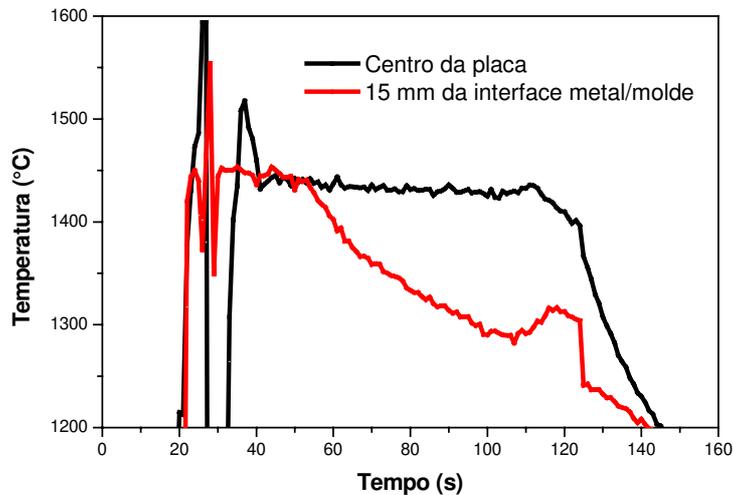


Figura 5.12 – Detalhe das curvas de resfriamento a 15 mm da interface metal/molde e no centro da placa deformada em 10 mm.

5.3 Macroestruturas de Solidificação

As macroestruturas de solidificação das placas obtidas dão uma indicação exata dos seus comportamentos sob as diferentes condições em que foram produzidas. A região de estudo, conforme apresentado no capítulo anterior na figura 4.17, para as placas de Pb-2,5%Sb foi a seção longitudinal inferior. Para as placas de aço inoxidável, na maioria dos casos, as amostras foram obtidas através de cortes em sua seção transversal e quando de interesse uma pequena amostra foi retirada da sua seção longitudinal.

5.3.1 Liga Pb-2,5%Sb

A figura 5.13 apresenta a macrografia de uma placa de Pb-2,5%Sb solidificada em molde refrigerado sem a aplicação de deformação. Neste caso, dentre as três zonas geralmente distinguidas frequentemente na solidificação de ligas, zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial, a predominante é a colunar. Apesar da elevada taxa de extração de calor, os grãos colunares não são totalmente paralelos ao fluxo de calor. Esta situação, de acordo com Fredriksson e Hillert (1972), é característica das ligas de chumbo e antimônio, mas pode-se

observar, no entanto, que os grãos crescem em direção à região central do lingote a partir das superfícies refrigeradas formando uma linha bem visível no centro da placa. Uma possível explicação para a mudança na orientação dos grãos colunares para direções menos favoráveis, é que a quantidade de soluto não seja o suficiente para acelerar o seu desenvolvimento no sentido do fluxo de calor. Além disso, como a quantidade de soluto é baixa, o desenvolvimento de grãos com orientações desfavoráveis pode provocar também mudanças na orientação dos grãos colunares.



Figura 5.13 – Macroestrutura de solidificação longitudinal da seção inferior de uma placa de Pb-2,5%Sb, obtida em molde refrigerado sem deformação.

Quando se aplica uma deformação de 10 mm em uma placa de Pb-2,5%Sb durante a sua solidificação em molde refrigerado, sua macroestrutura apresenta características um pouco diferentes à da placa apresentada anteriormente, conforme mostrado na figura 5.14. Neste caso, novamente a presença da zona colunar é dominante, e o efeito da deformação é observado quando estes grãos a partir do fundo da placa se comportam inicialmente paralelos ao fluxo de calor. A partir de aproximadamente 20 mm do fundo, estes grãos, suavemente, começam a mudar de direção, apresentando uma forma curva no sentido ascendente do fluxo de fluido forçada para a parte superior da placa devido à deformação aplicada.



Figura 5.14 – Macroestrutura de solidificação longitudinal da seção inferior de uma placa de Pb-2,5%Sb, obtida em molde refrigerado com deformação de 10 mm.

Na figura 5.15, observa-se a macroestrutura de solidificação de uma placa fina de Pb-2,5%Sb deformada com o núcleo líquido em 20 mm de sua espessura inicial em molde refrigerado. Verifica-se nesta condição que, além da zona colunar há a presença de uma região central contendo grandes grãos equiaxiais desde o fundo até a parte superior da placa. De acordo Fredriksson e Hillert (1972), que estudam a formação da zona equiaxial em lingotes de chumbo e antimônio, esta zona central pode ser formada pelo crescimento a partir do fundo ou a partir das laterais em decorrência das condições de fundição ou composição da liga, podendo alcançar o fundo por sedimentação. A presença de grãos grandes no líquido que solidifica por último indica que alguns grãos equiaxiais, nesta liga, formam-se próximo à camada de material sólido já formada, continuando o seu crescimento enquanto são empurrados até o centro. É freqüentemente sugerido na literatura que o fundo é formado por cristais equiaxiais que originariamente cresceram no líquido até terem alcançado tamanho suficiente para ocorrer a sua sedimentação. Na presente liga, este tamanho (zona colunar) parece ser interrompida pelo desenvolvimento de grãos equiaxiais individuais e não somente pelo líquido remanescente, tornando mais pastosa por um aumento gradual no número e tamanho de cristais flutuante. Mas, conforme foi observado nos comportamentos das placas anteriores isto não prevalece, o que indica ser então a deformação o fator preponderante para a formação desta região central, possivelmente devido à quebra das pontas das dendritas, sendo arrastadas para o centro da placa. Um outro fator que pode contribuir

para a formação da zona equiaxial central, neste caso, é a convecção forçada, devido ao processo de deformação promovendo um efeito de homogeneização da temperatura nessa região atuando conjuntamente com a diminuição da espessura do líquido remanescente.

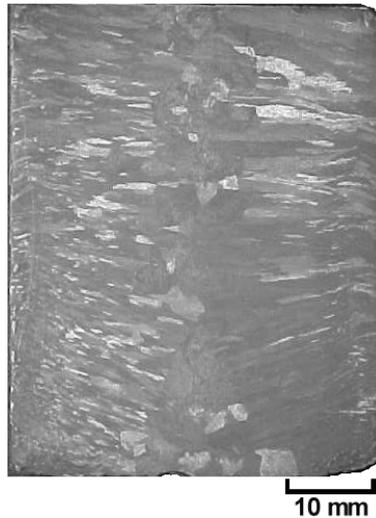


Figura 5.15 – Macroestrutura de solidificação longitudinal da seção inferior de uma placa de Pb-2,5%Sb, obtida em molde refrigerado com deformação de 20 mm.

5.3.2 Aço Inoxidável

A figura 5.16 mostra a macrografia obtida da seção transversal de uma placa fina de aço inoxidável solidificada em molde de areia. Pode-se observar que há apenas uma zona bem distinta, a zona colunar, que se estende desde a superfície até a sua linha central. De acordo com Fredriksson (1972), esta característica é bem comum na solidificação deste tipo aço, pois indica a extensão dos cristais de austenita na amostra e que a ferrita presente foi transformada no estado sólido em austenita. Neste caso, pode ser notado que a zona colunar também se estende a partir da das bordas mais estreitas. Isto ocorre devido ao molde de areia utilizado possuir a mesma espessura em todas as paredes o que promove uma mesma taxa de extração de calor, gerando uma concorrência no crescimento dos grãos colunares.

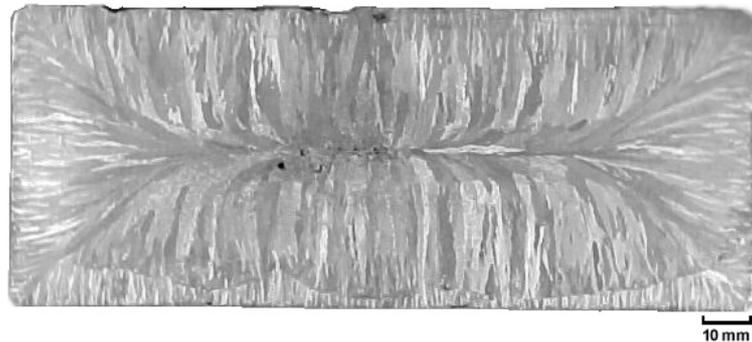


Figura 5.16 – Macroestrutura de solidificação transversal de uma placa de aço inoxidável, obtida em molde de areia.

A macroestrutura de solidificação de uma placa fina de aço inoxidável obtida em molde de refrigerado com as mesmas dimensões da placa anterior é apresentada na figura 5.17. Uma característica presente nesta placa, além da melhor unidirecionalidade dos grãos colunares em decorrência do aumento na taxa de extração de calor, é a formação de uma linha central devido ao crescimento dos grãos colunares de maneira mais intensa a partir das bordas mais largas até o seu centro.

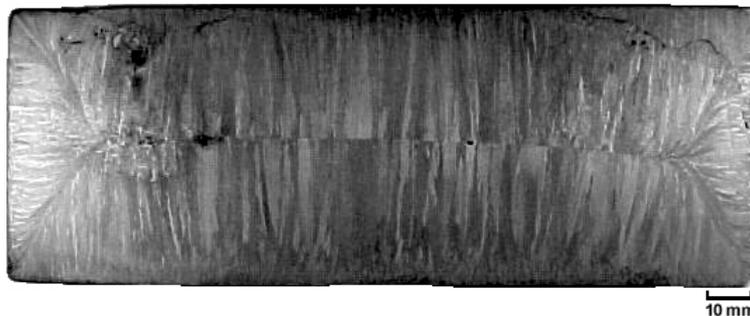


Figura 5.17 – Macroestrutura de solidificação transversal de uma placa de aço inoxidável, obtida em molde refrigerado sem a aplicação de deformação.

Na figura 5.18 são apresentadas duas macroestruturas de solidificação de uma placa fina de aço inoxidável deformada durante a solidificação em 2 mm: uma mostra sua seção transversal (a) e a outra sua seção longitudinal (b). Como pode ser observado, esta placa apresenta características semelhantes ao da placa apresentada anteriormente (figura 5.17) apesar de ter

sofrido uma pequena deformação. Como a deformação neste caso é pequena, as macroestruturas não revelam uma alteração na direção dos grãos colunares a partir das bordas, que indique a influência da deformação, como pode ser constatado na figura 5.18 (b).

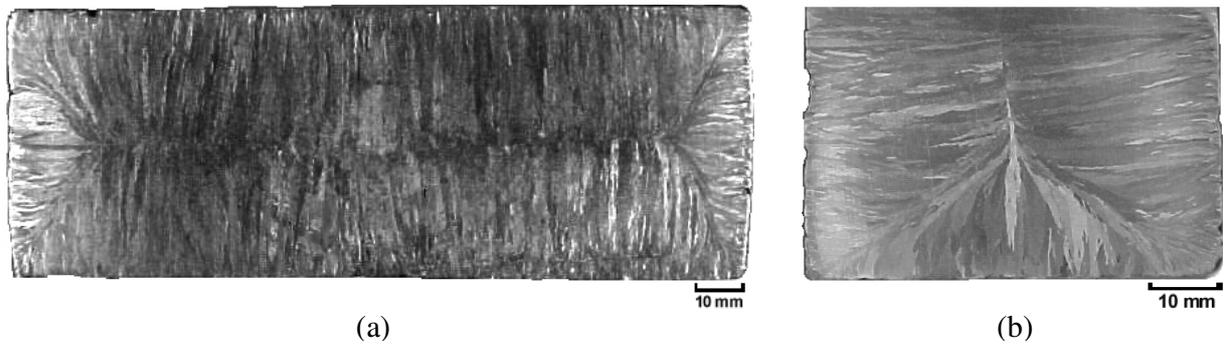


Figura 5.18 – Macroestruturas de solidificação de uma placa de aço inoxidável obtida sob deformação de 2 mm: (a) vista transversal e (b) longitudinal.

Ao observa-se a macroestrutura de solidificação transversal de uma placa fina, agora deformada em 5mm em sua espessura, figura 5.19 (a), nota-se novamente a semelhança com os resultado anteriores. No entanto, quando se verifica a macroestrutura de solidificação em sua seção longitudinal apresentada na figura 5.19 (b), percebe-se uma pequena mudança na direção do crescimento dos grãos colunares em direção ao centro, não sendo mais paralelos à direção da extração de calor. Isto indica que, para este grau de deformação aplicada durante a solidificação da placa fina, foi gerado um fluxo líquido ascendente.

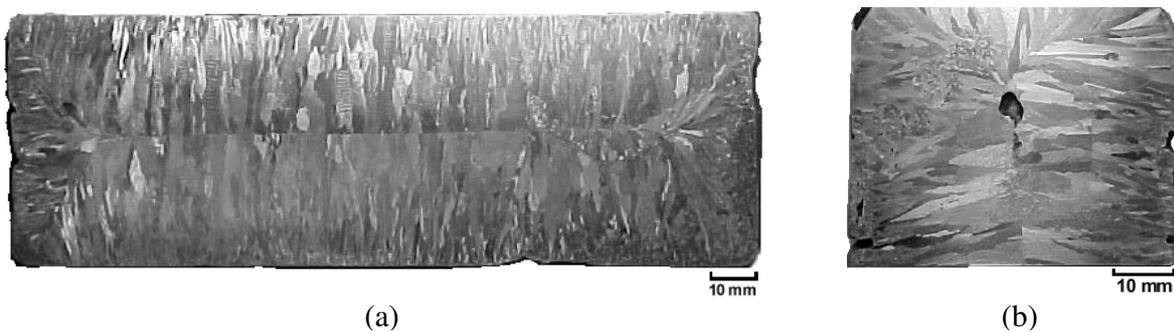


Figura 5.19 – Macroestruturas de solidificação de uma placa de aço inoxidável obtida sob deformação de 5 mm: (a) vista transversal e (b) longitudinal.

A figura 5.20 (a) mostra a macroestrutura de solidificação de uma placa fina de aço inoxidável obtida com uma deformação de 10 mm com o núcleo ainda no estado líquido. Para este caso, pode-se notar a formação de uma região central composta por grãos equiaxiais com a mesma espessura equivalente à da região que ainda estava no estado líquido no momento da deformação. De acordo com El Gammal et al (1992), isto ocorre devido à pressão aplicada que promove um aumento considerável de estrutura equiaxial, provavelmente devido à quebra das dendritas na região inferior da placa. Estes fragmentos de ramos dendríticos são então levados para cima por um movimento ascendente forçado, como visto anteriormente na placa apresentada na figura 5.19, atuando como núcleos para a formação de grãos equiaxiais. Por isso, conforme mostrado na figura 5.20 (b) os grãos da zona colunar, durante a sua formação não sofrem uma mudança de direção no sentido ascendente. Além disso, a convecção forçada pode ter um efeito significativo promovendo um efeito de homogeneização da temperatura nessa região o que, conjuntamente com a diminuição da espessura do líquido remanescente, contribui para a formação da zona equiaxial. Isto vem confirmar também que é a deformação aplicada na placa durante a sua solidificação que atua como fator preponderante para a formação da zona com grãos equiaxiais.

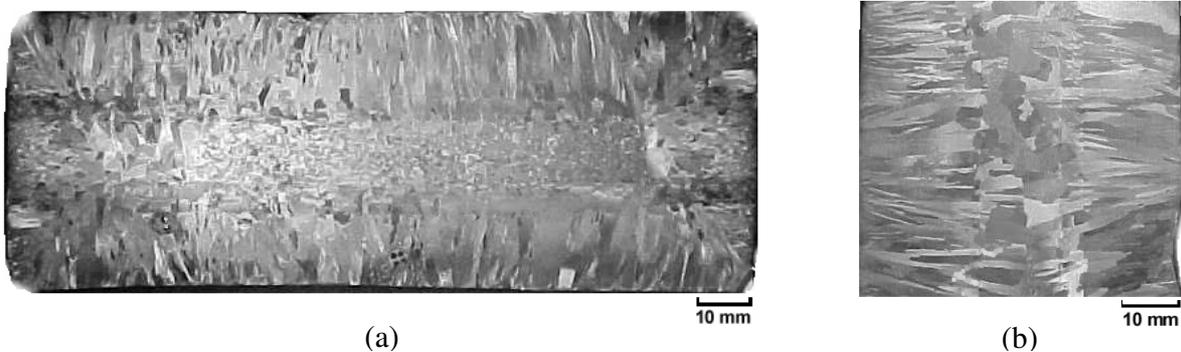


Figura 5.20 – Macroestrutura de solidificação de uma placa de aço inoxidável obtida sob deformação de 10 mm: (a) vista transversal e (b) longitudinal.

Conforme observado de uma maneira geral, a deformação aplicada nas placas finas com o seu núcleo ainda no estado líquido, afeta diretamente a formação da zona equiaxial central, ou seja, sendo mais intensa conforme seja o grau de deformação aplicado. Isto, portanto, é no

processo de lingotamento contínuo, de grande importância, pois favorece a laminação reduzindo a quantidade de energia na redução de espessura das placas. Para os casos estudados, tanto do aço inoxidável como da liga pb-2,5%Sb, fica claro que, se houvesse uma maior deformação, haveria portanto, um aumento desta região.

5.4 Microestruturas de Solidificação

Serão apresentadas agora as microestruturas de solidificação das placas de Pb-2,5%Sb e de aço inoxidável, nas diversas condições de solidificação em que foram obtidas. Assim como no estudo macroestrutural feito anteriormente, esta análise tem como objetivo verificar o comportamento dessas microestruturas em função das condições de solidificação. Esta análise é quantificada através das medições das variações dos espaçamentos dendríticos primários e secundários.

5.4.1 Liga Pb-2,5%Sb

A figura 5.21 apresenta as microestruturas de uma placa fina de Pb-2,5%Sb, obtida em molde refrigerado sem ser submetida à deformação durante a sua solidificação. Verifica-se que o crescimento dendrítico não tem uma direção pré-definida, devido à competição mútua, o que é comum no início do processo de solidificação das ligas metálicas (figura 5.21 (a)). Portanto, a partir de uma determinada distância da parede do molde, uma orientação preferencial, devido ao fluxo de calor, desenvolve-se pela supressão daqueles cristais com sentido de crescimento menos favorável. Observa-se também que da interface metal/molde ao centro da placa há um aumento gradativo da distância entre os eixos dendríticos primários que, em consequência, promovem um aumento da extensão dos braços dendríticos secundários e da sua espessura notando-se até o aparecimento de braços terciários em regiões próximas ao centro (figura 5.21 (b)). Um detalhe importante neste caso é que, conforme observado na análise macroestrutural desta placa, não há formação de uma estrutura equiaxial no centro, apresentando apenas o encontro das dendritas que crescem a partir da borda oposta (figura 5.21 (c)).

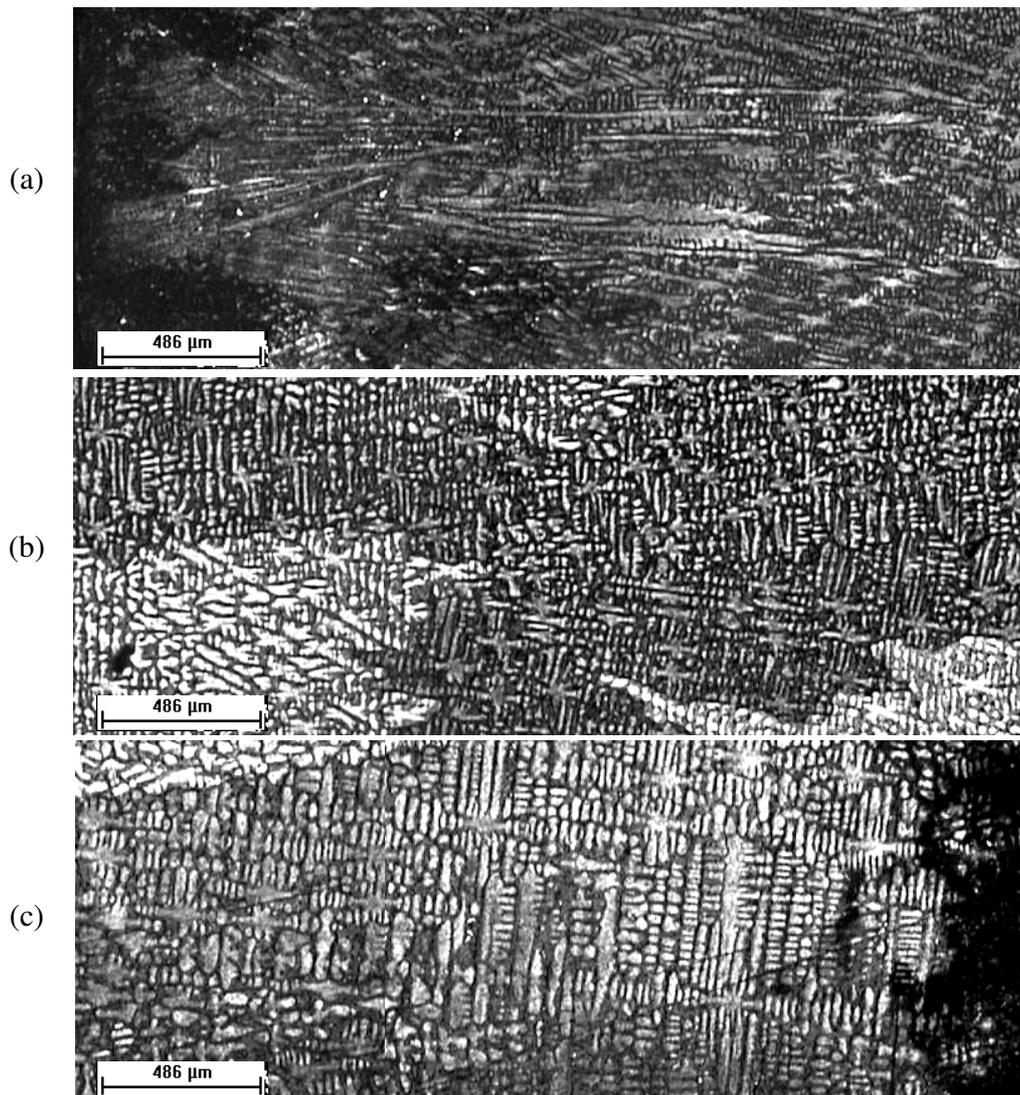


Figura 5.21 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado sem aplicação de deformação durante a sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 14 e 16 mm e (c) entre 28,5 e 30,5 mm. Aumento de 25 X.

Observando a figura 5.22, verificam-se micrografias de uma placa de Pb-2,5%Sb submetida à deformação de 10 mm durante a solidificação. Nota-se neste caso que inicialmente a direção de crescimento dendrítico é aleatória semelhantemente ao do caso anterior. Após uma distância de aproximadamente 3 mm tende, em sua maioria, a possuir o mesmo sentido do fluxo

de calor, conforme visto nas figuras 5.22 (a) e (b). Porém neste caso, quando ao se aproximar do centro da placa, tem-se uma região em que há a interrupção dessas dendritas unidirecionais por estruturas equiaxiais com direção de crescimento aleatório. O surgimento desta zona, como já discutido anteriormente, pode ser em decorrência de vários eventos isolados de nucleação, que pode ser a partir da zona colunar, devido à quebra das pontas das dendritas, ou devido à nucleação de cristais, a partir da superfície que se encontra livre.

A figura 5.23 mostra as microestruturas de solidificação de uma placa de Pb-2,5%Sb deformadas em 20 mm durante a solidificação. Conforme se verifica, como ocorreu nos casos anteriores, o início do processo de solidificação das dendritas não ocorre na mesma direção do sentido do fluxo de calor (figura 5.23 (a)). Isto acontece somente no início da solidificação da placa onde logo em seguida se tem um crescimento mais unidirecional, que só é interrompido próximo ao centro quando surgem grãos com crescimento aleatório, ou seja, equiaxiais (figura 5.23 (b) e (c)). Neste caso, diferente do apresentado na figura 5.22, a presença da zona equiaxial é mais evidente tendo a presença de dendritas equiaxiais de maior dimensões.

Deve ser observado nesses três casos que devido às placas apresentarem uma superfície livre, ou seja, não ser isolada termicamente, as estruturas dendríticas, apesar de apresentarem crescimento unidirecional, nem sempre são paralelas ao fluxo de extração de calor. No entanto, com o aumento do grau de deformação observa-se que estas tendam a possuir uma direção de crescimento perpendicularmente a parede do molde. Isto provavelmente é devido ao aumento da velocidade de resfriamento, já que se tem uma menor comprimento de líquido (espessura) a solidificar. Além disso, quando comparadas as três situações citadas anteriormente, a aplicação da deformação possibilita também, conforme se pode verificar, a formação de uma região com estruturas equiaxiais dendríticas, sendo mais intensa conforme se aumenta o grau de deformação. Como no processo de lingotamento contínuo de placas finas, deseja-se que as dimensões finais da placa fina sejam as mais próximas à do produto acabado assim, é necessário que a estrutura interna possibilite uma maior deformação. Para se facilitar à recristalização e eliminar o encruamento durante a etapa de deformação, deseja-se que se tenham grãos com formas equiaxiais. Portanto, como se pode verificar, o efeito da deformação durante a solidificação

intensifica a formação dessas estruturas, o que é uma característica desejada no processo de lingotamento contínuo de placas finas.

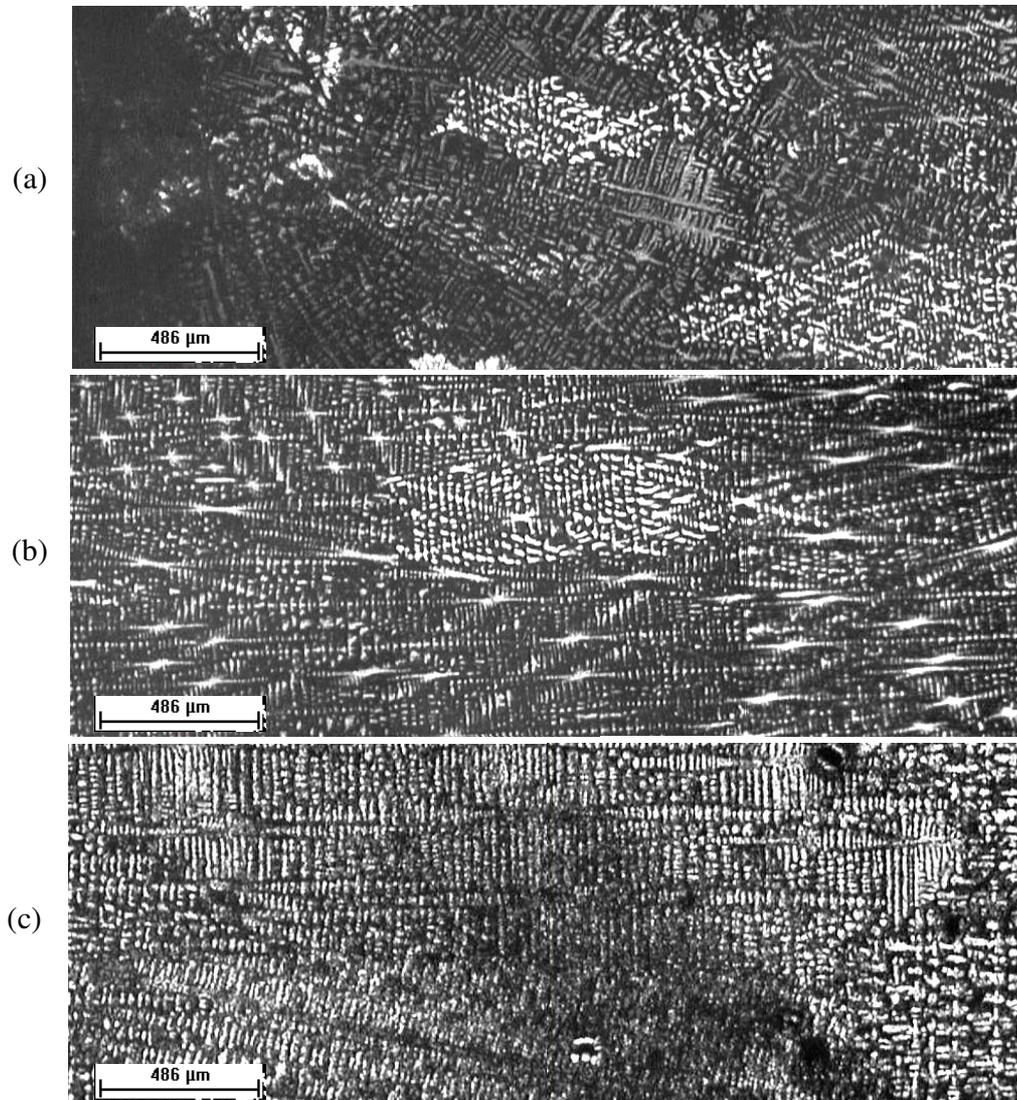


Figura 5.22 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado com aplicação de deformação de 10 mm durante a sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 9 e 11 mm e (c) entre 24 e 26 mm. Aumento de 25 X.

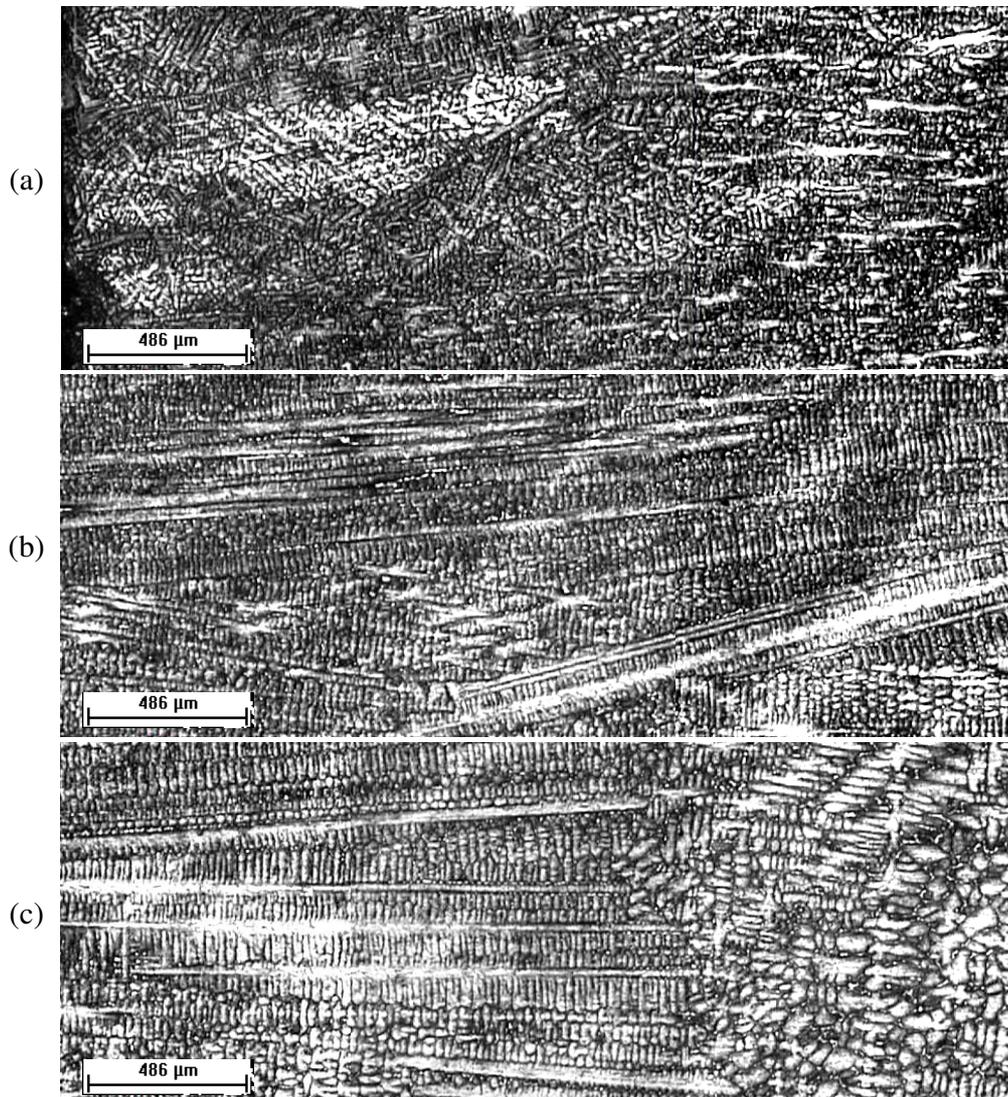


Figura 5.23 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado com aplicação de deformação de 10 mm durante a sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 11 e 13 mm e (c) entre 18 e 20 mm. Aumento de 25 X.

Nas micrografias apresentadas para as placas de Pb-2,5%Sb nota-se que há uma variação nos espaçamentos dendríticos, desde a interface metal/molde até o centro das mesmas. Para analisar-se essa característica microestrutural, a figura 5.24 apresenta as medições do

espaçamento dendrítico primário das placas com e sem deformação. Pode-se observar que, para a placa obtida sem deformação (figura 5.24 (a)), o comportamento é típico de uma liga que se solidifica unidirecionalmente, ou seja, tem-se um aumento gradativo do espaçamento dendrítico primário à medida que se afasta da interface metal/molde. Além disso, a partir de 20 mm da interface verifica-se um crescimento mais acentuado de λ_1 , devido à diminuição da velocidade de avanço da frente de solidificação até próximo à região central, conforme já foi observado anteriormente (figura 5.1).

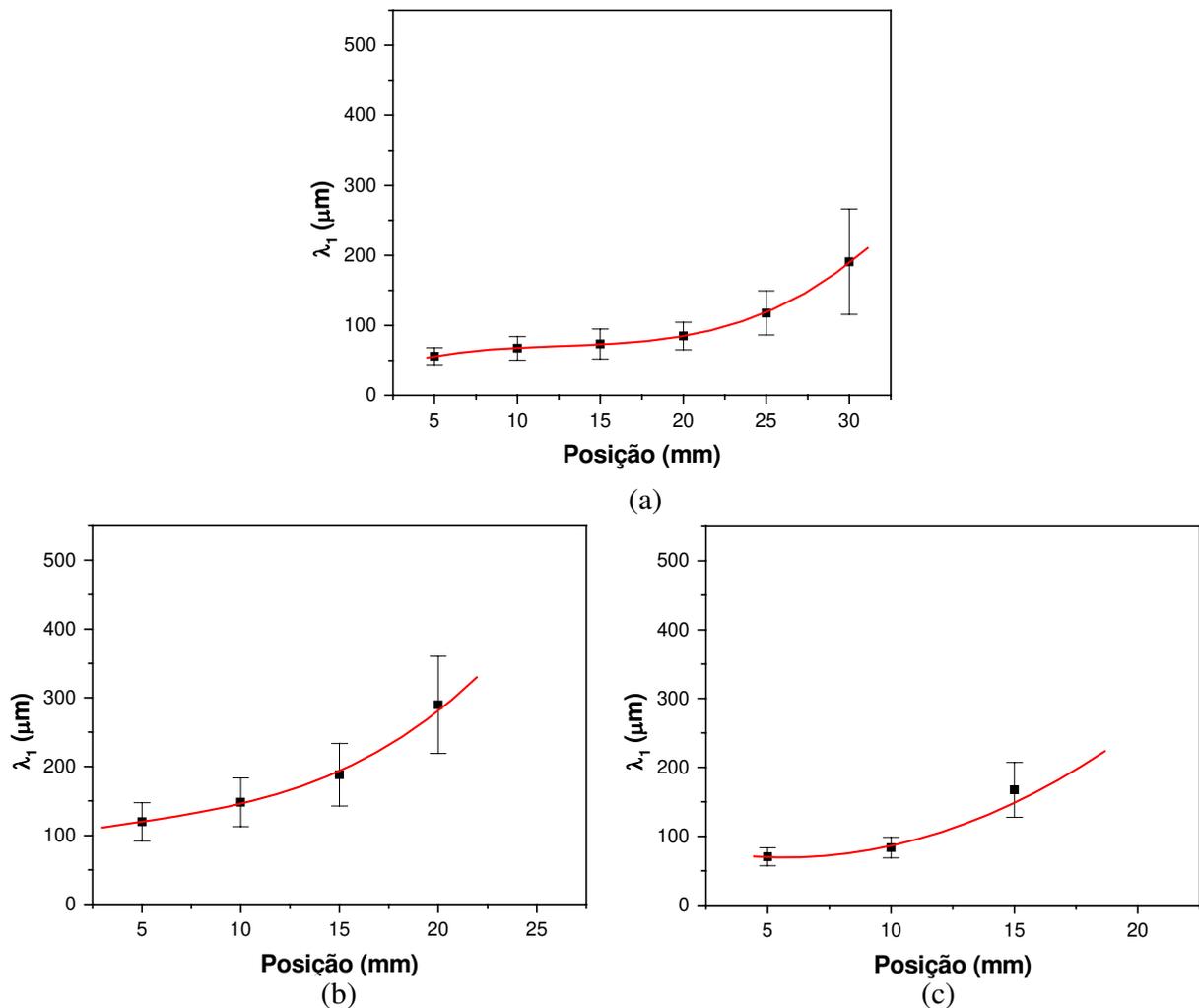


Figura 5.24 – Espaçamentos dendríticos primários em relação à distância da interface metal/molde das placas de Pb-2,5%Sb: (a) sem deformação, (b) com deformação de 10 mm e (c) com deformação de 20 mm.

O comportamento do espaçamento primário na placa com grau de deformação de 10 mm (figura 5.24 (b)) indica que, com a aplicação da deformação há uma alteração no seu comportamento. Tem-se um rápido crescimento do valor indicando que houve um aumento da taxa de extração de calor pela melhora do contato térmico. Para o caso em que a placa foi deformada em 20 mm (figura 5.24 (c)), pode-se verificar uma semelhança ao comportamento da placa anterior, indicando que as mesmas condições iniciais de solidificação foram mantidas e que a variação no grau de deformação não influencia diretamente neste parâmetro. Como a espessura é pequena e não se tem número de medições suficiente, leva a crer que o espaçamento dendrítico primário não é um parâmetro conveniente para análise da influência da deformação na microestrutura de placas finas.

A figura 5.25 apresenta-se a medição agora do espaçamento dendrítico secundário em função da distância da interface metal/molde para as placas de Pb-2,5%Sb. Para a placa que não sofreu deformação durante a solidificação (figura 5.25 (a)), novamente, assim como para o espaçamento dendrítico primário, o comportamento de λ_2 está de acordo com o de uma liga que é solidificada unidirecionalmente, ou seja, iniciando com um valor em torno de 15 μm alcançando no centro da placa um valor em torno de 30 μm já que há um aumento do tempo de solidificação conforme se distancia da interface metal/molde. No entanto, quando se aplica uma deformação de 10 mm durante a solidificação da placa (figura 5.25 (b)), observa-se que há uma diminuição no espaçamento chegando a alcançar no centro um valor em torno de 25 μm . Isto também é observado para o caso da placa que foi deformada em 20 mm (figura 5.25 (c)) onde, novamente, se teve uma diminuição no valor do espaçamento dendrítico secundário em torno de 5 μm . É interessante observar também que, para a região central de todas as placas, o valor do espaçamento diminuiu o que indica que no centro da placa há uma diminuição no tempo de solidificação local.

Comparando os três casos, pode-se observar que os valores iniciais de λ_2 são semelhantes, mas para as placas deformadas os espaçamentos tendem a apresentar valores menores. Isto indica que, para todas as placas obtidas, as condições iniciais de solidificação foram mantidas sempre as mesmas e que o grau de deformação aplicada influencia diretamente no espaçamento dendrítico secundário já que, conforme foi observado, tem-se uma melhora do contato térmico. Esta influência é importante no processo de lingotamento contínuo de placas finas, pois, de acordo

com a literatura (Garcia, 2001 e Hui, 2002), menores espaçamentos dendríticos permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica que existe entre as ramificações dendríticas o que favorece o comportamento mecânico.

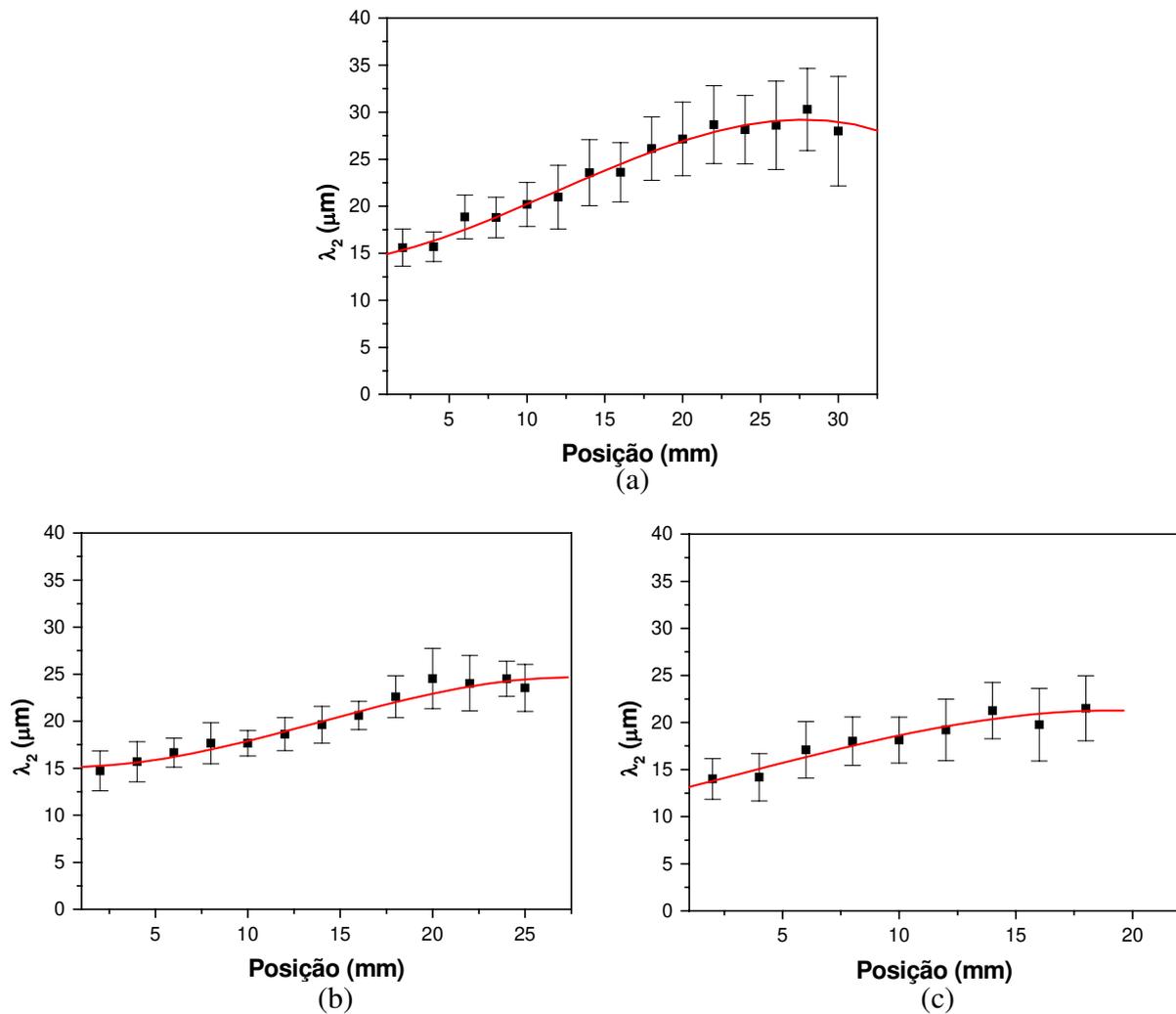


Figura 5.25 – Espaçamentos dendríticos secundários em relação à distância da interface metal/molde das placas de Pb-2,5%Sb: (a) sem deformação, (b) com deformação de 10 mm e (c) com deformação de 20 mm.

5.4.2 Aço Inoxidável

Conforme apresentado no Capítulo 3, em que se estudou o modo de solidificação do aço inoxidável austenítico, verifica-se que, de acordo com El Nayal e Beech (1986), que estudaram a solidificação unidirecional desta liga, e utilizando o diagrama de Schaeffler, os valores de Cr e Ni equivalentes ($Cr_{equiv} = \%Cr + 1 \times \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb$ e $Ni_{equiv} = \%Ni + 0,5 \times \%Mn + 30 \times \%C$) para o aço inoxidável aqui utilizado são, respectivamente, 19,98 e 11,25. Isto nos dá uma relação de Cr_{equiv} / Ni_{equiv} de 1,77 o que indica possuir modo de solidificação do tipo C (ferrítico-austenítico). Neste modo, pode-se ter inicialmente a formação de uma pequena quantidade de ferrita em forma de dendritas (menor do que 5%), e posteriormente a formação de austenita a partir do líquido remanescente, dependendo das condições de solidificação.

De acordo com Takalo et al (1979) e Suutala et al (1980), para este modo de solidificação, a ferrita pode se localizar no eixo das células ou dendritas, e que a sua morfologia pode ser do tipo vermicular ou em forma de ripa sendo, portanto de difícil descrição. Isto, segundo esses autores, faz com que seja extremamente difícil notar uma distinção entre as mesmas em análises no microscópio de varredura óptica com altos aumentos. Portanto, aqui é analisado o comportamento desse material, através de microestruturas obtidas com baixo aumento.

A figura 5.26 apresenta as microestruturas de solidificação em diferentes posições de uma placa de aço inoxidável obtida em molde de areia. Como se observa na figura 5.26 (a), percebe-se que há nesta região a presença de filmes finos de ferrita (linhas escuras) em matriz austenítica, que são denominadas de ferrita vermicular. Isto está de acordo com o modo de solidificação previsto anteriormente, já que há a presença de precipitados de ferrita durante a solidificação, principalmente em condições em que se tem baixa taxa de extração de calor (Fredriksson, 1972). Além disso, as dendritas de austenita formadas não possuem uma direção de crescimento preferencial como apresentado também na figura 5.26 (b), onde se tornam bem mais arredondadas. Na microestrutura da região central desta placa (figura 5.26 (c)), nota-se que, além da presença de estruturas arredondadas com pouca ferrita, semelhante ao da região anterior, há a presença de cristais equiaxiais que podem ter surgido a partir do crescimento da zona colunar ou da nucleação na superfície livre do líquido.

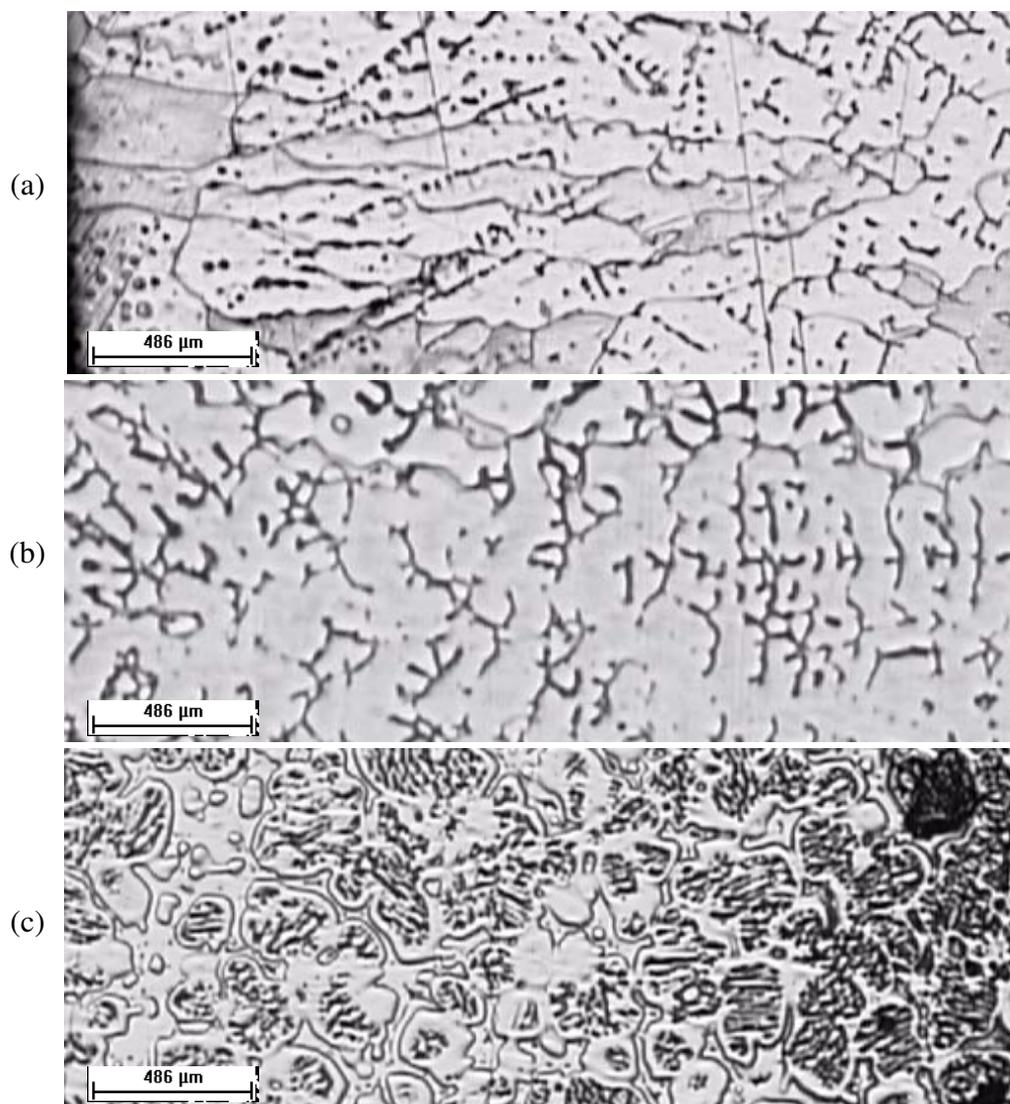


Figura 5.26 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde de areia nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 12 e 15 mm e (c) entre 28 e 31 mm. Aumento de 25 X.

Um exame mais detalhado desta região central é apresentado na figura 5.27, onde se verifica que há a formação de relevos. De acordo com Fredriksson (1972) isto é devido à distribuição dos elementos de liga, e que se torna evidente quando submetidos ao ataque micrográfico. Esta condição indica que houve a ação em conjunto de dois modos de solidificação sendo, portanto, observada com menor intensidade nas outras regiões da placa. Nota-se, portanto

que um dos modos é o austenítico, com estrutura semelhante à das regiões vistas anteriormente. O outro é, o ferrítico-austenítico, indicando que houve transformação da ferrita em austenita durante a solidificação com uma estrutura equiaxial apresentando filmes de ferrita.

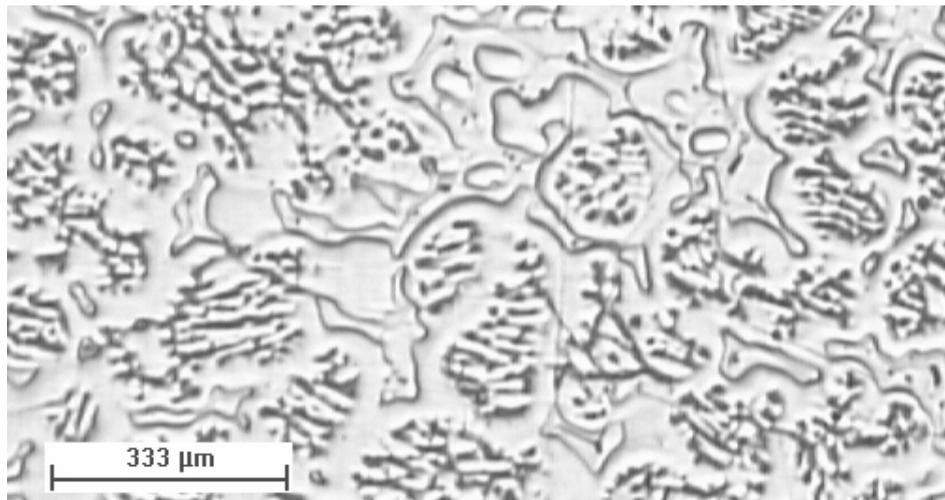


Figura 5.27 – Microestrutura da região central da placa de aço inoxidável apresentando cristais equiaxiais formado por sedimentação. Aumento de 40 X.

O autor em questão, através de experimentos com este tipo de aço, afirma que isto ocorre devido aos cristais, que contêm ferrita, nuclearem a partir da parede do molde, flatarem no metal líquido e a transformação para austenita não iniciar enquanto eles não sedimentarem no fundo da placa. Entretanto, observando a figura 5.16, verifica-se que todos os cristais de austenita que nuclearam próximos da interface metal/molde crescem gradualmente até a região central da placa. Portanto, estes cristais austeníticos alcançam a região central mostrada na figura 5.27 antes dos espaços existentes entre os cristais sedimentados iniciarem a solidificação. Esta é a principal razão para que tal comportamento de solidificação ocorra somente na região central da placa, ou seja, que se tenha uma região com cristais de austenita e ferrita, provavelmente, tais espaços internos de regiões parcialmente solidificadas com líquido remanescente não podem ser encontrados em outros locais da placa.

A placa obtida em molde refrigerado (figura 5.28), apresenta microestruturas de solidificação com características um tanto diferentes. Inicialmente, de acordo com a figura 5.28 (a), as estruturas dendríticas apresentam-se com dimensões menores apesar de igualmente não se ter uma direção preferencial de crescimento. Esta condição mantém-se até próximo ao centro da placa (figuras 5.28 (b) e (c)) não apresentando porém um arredondamento dos cristais como visto anteriormente. De acordo com Suutala (1983), as microestruturas apresentadas indicam que o modo de solidificação é também ferrítico-austenítico, ou seja, iniciando o processo de solidificação com precipitação da ferrita e posterior transformação em austenita. Este modo de solidificação mantém-se até bem próximo ao centro da placa onde, de maneira análoga à microestrutura da região central observada na placa obtida em molde de areia, têm-se dois modos de solidificação.

Dois detalhes característicos são observados na placa de aço inoxidável somente refrigerada. O primeiro é que há um aumento da quantidade de ferrita durante o processo de solidificação. Esta situação era esperada já que, de acordo com Fredriksson (1972), o aumento na taxa de extração de calor favorece a formação deste precipitado. O segundo é a diminuição do tamanho dos grãos equiaxiais centrais, pois conforme comentado anteriormente sobre a formação desta região, não há tempo suficiente para aumentarem sua dimensão.

Ao se aplicar uma deformação de 2 mm na placa de aço inoxidável durante a solidificação as microestruturas de solidificação, conforme apresentadas na figura 5.29, em comparação à placa sem deformação, praticamente não sofreu nem uma modificação. Neste caso, observa-se claramente que a atuação deste grau de deformação praticamente não influencia o processo de solidificação da placa. As estruturas dendríticas desenvolvem-se sem uma direção preferencial e a região central continua a apresentar os mesmos modos de solidificação.

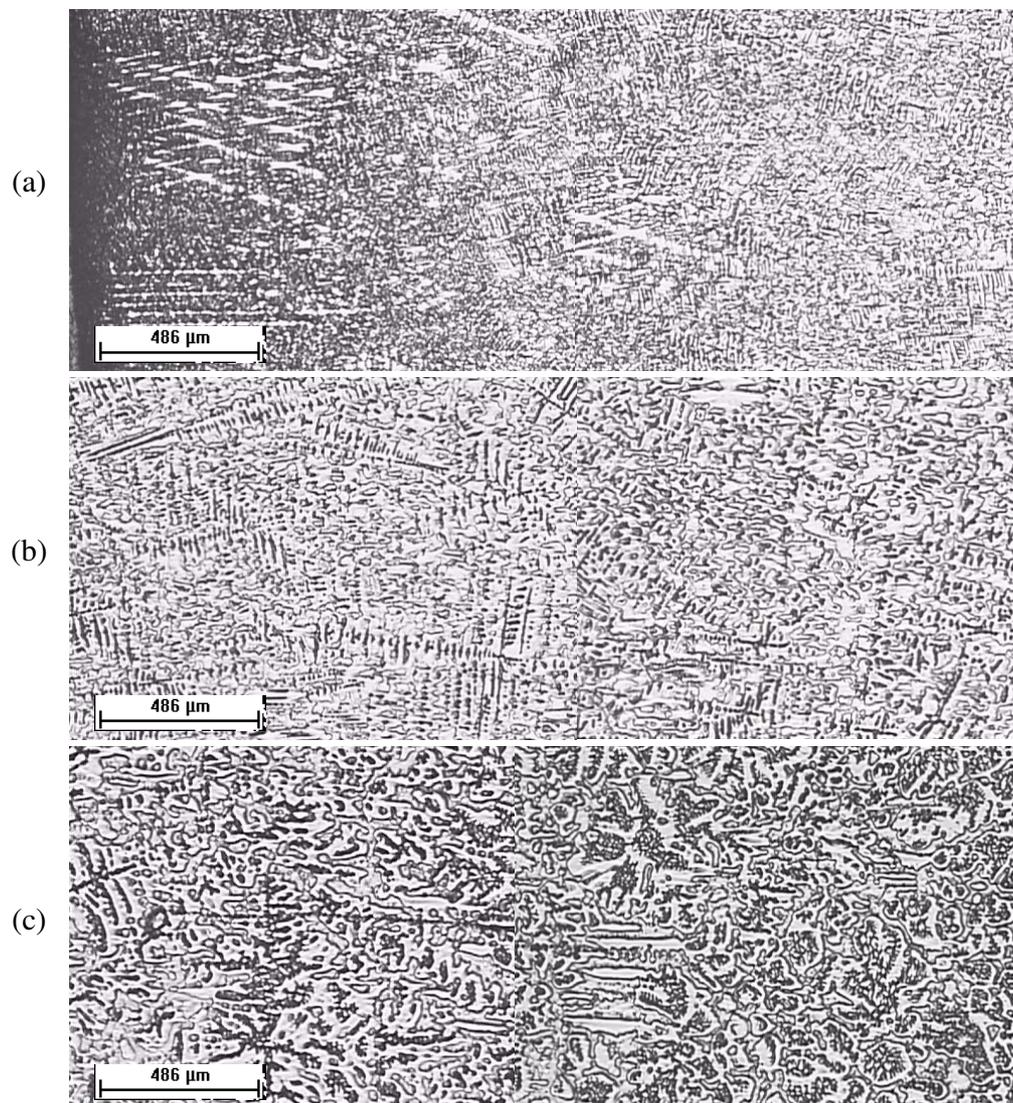


Figura 5.28 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado sem sofrer deformação durante sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 11 e 14 mm e (c) entre 26 e 29 mm. Aumento de 25 X.

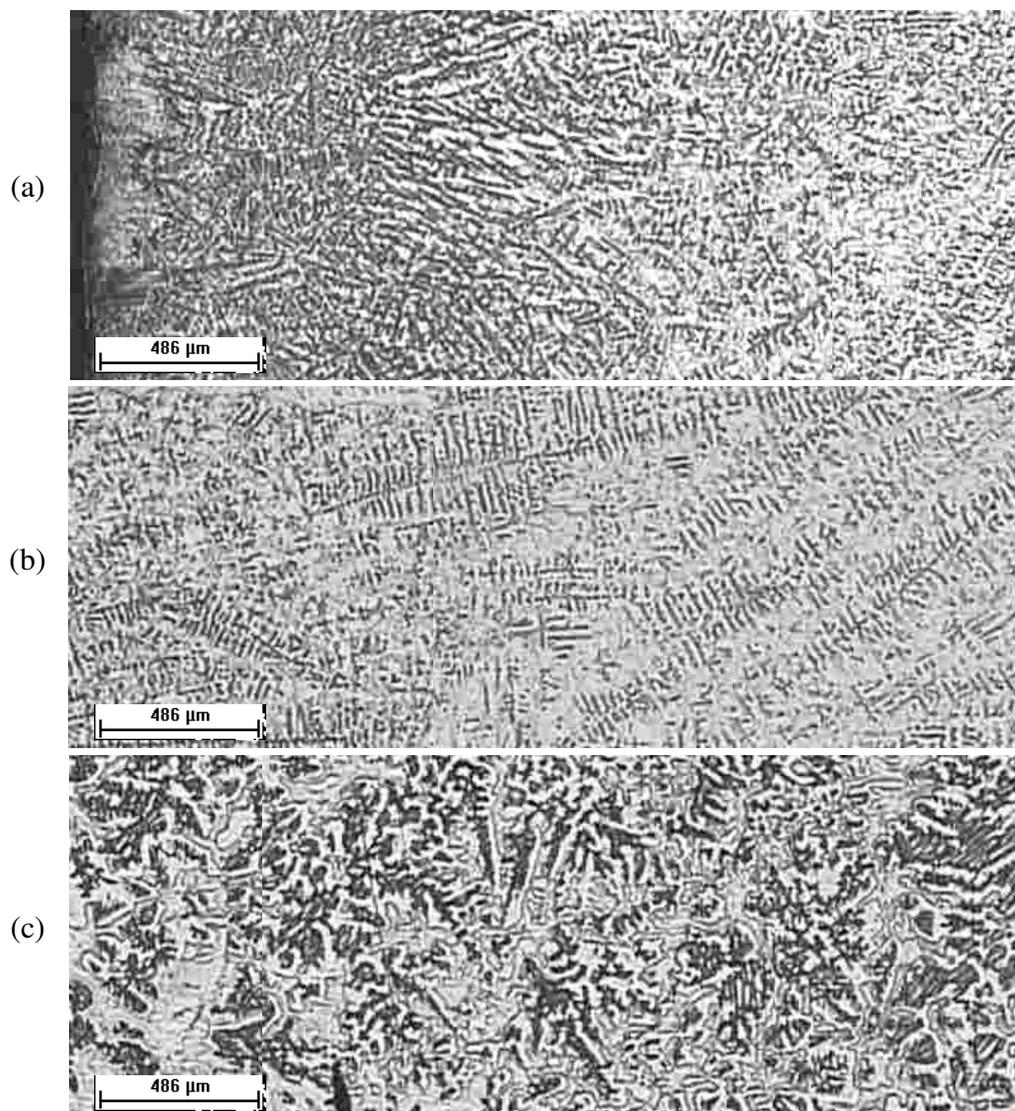


Figura 5.29 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado com deformação de 2 mm durante sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 8 e 11 mm e (c) entre 26 e 29 mm. Aumento de 25 X.

Já na placa obtida com uma deformação de 5 mm, conforme pode ser verificado na figura 5.30, as microestruturas apresentam diferenças bem marcantes apesar de inicialmente ser observado que o comportamento das dendritas próximas da interface metal/molde é semelhante ao das demais placas analisadas, ou seja, com um crescimento equiaxial sem direção preferencial

até aproximadamente 1 mm a partir da interface. Uma dessas diferenças que pode ser visivelmente notada quando comparada à placa sem deformação (figura 5.30 (a) e (b)) é que a estrutura dendrítica agora possui direção preferencial de crescimento, mesmo que não exatamente coincidente com a direção do fluxo de calor. Outra diferença é que neste caso, diferentemente dos anteriores, há indicação, por comparação com resultados metalográficos apresentados por El Nayal e Beech (1986), que durante a solidificação levou um tempo maior para ocorrer à precipitação da austenita. Com isto, de acordo com os autores, ocorre uma quebra na interface austenítica/ferrítica produzindo, portanto, estruturas celulares entre as dendritas de austenita conforme apresentado na figura 5.30 (c). Observa-se na figura 5.30 (d) que esta estrutura celular também está presente junto à estrutura equiaxial central, que é formada de modo análogo àquela discutida anteriormente. Isto indica que ele é deslocada para o centro da placa fazendo com que houvesse um aumento da extensão da região equiaxial central provocando uma interrupção no crescimento das dendritas colunares. Esta condição, para o caso do lingotamento contínuo de placas finas, é desejada já que, conforme também discutido anteriormente, quanto mais a estrutura interna possuir este tipo grão, menos energia será necessária para promover a deformação no estado sólido. Essa transição entre as estruturas colunar e equiaxial ocorre entre 23 e 25 mm, e é claramente observada na figura 5.30 (d).

Na figura 5.31 são apresentadas as microestruturas de solidificação da placa de aço inoxidável obtida com deformação de 10 mm durante a solidificação. Para este caso, assim como ocorreu na placa deformada anterior, promoveu-se o surgimento também de estruturas celulares entre as dendritas (figura 5.31 (b)). Entretanto, quando observada atentamente a região central da placa nota-se que para este grau de deformação, além da atuação do modo de solidificação na formação dos grãos equiaxiais e a presença de estruturas celulares, há a presença de partes de dendritas arrancadas e conduzidas para a região central, aumentando mais a sua dimensão. Novamente, assim como foi apresentado para a liga Pb-2,5%Sb, é mostrado o efeito benéfico da aplicação de deformação em uma placa fina com seu núcleo ainda no estado líquido levando a um aumento da região equiaxial.

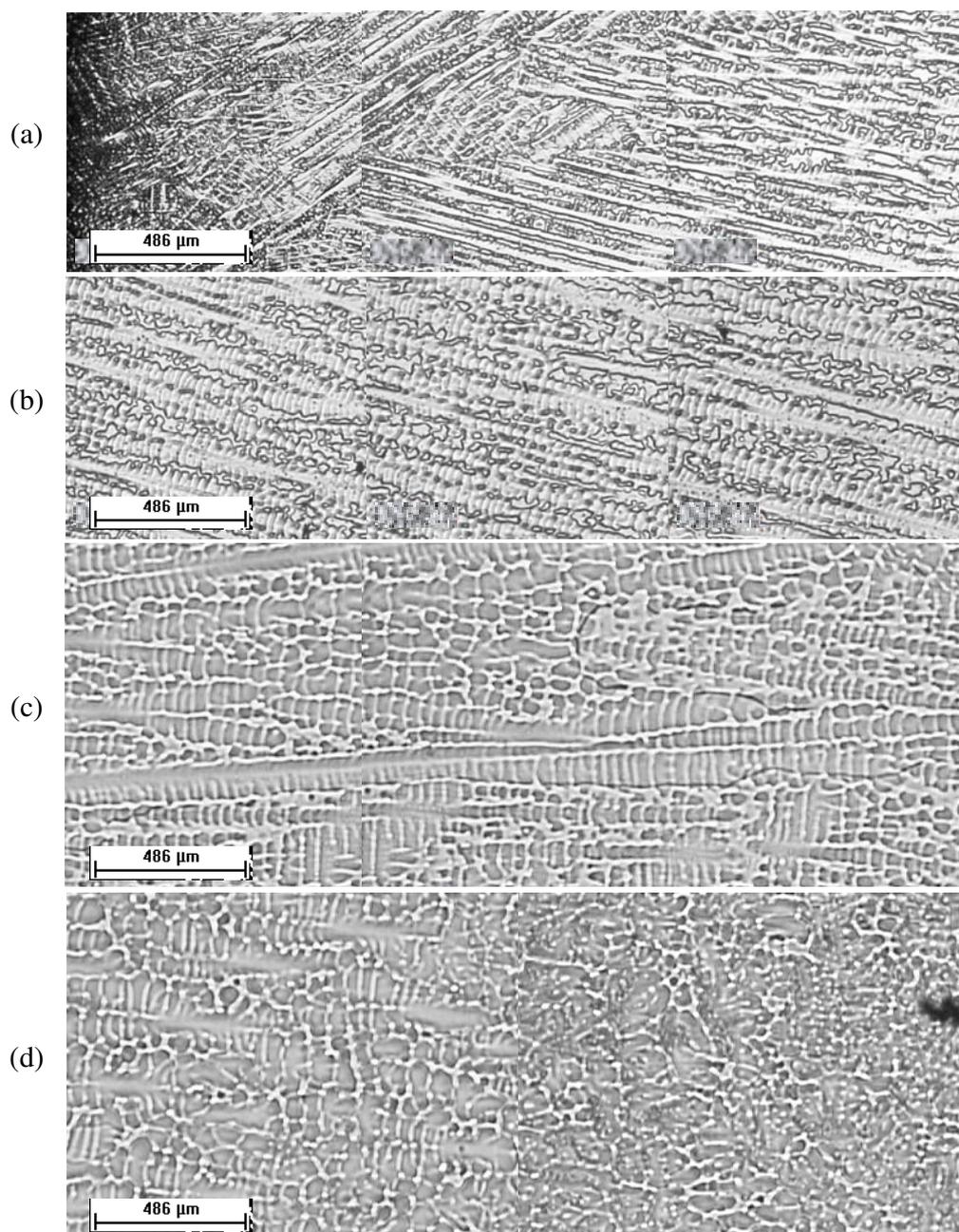


Figura 5.30 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado com deformação de 5 mm durante sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 4 e 7 mm, (c) entre 14 e 17 mm e (d) entre 22 e 25 mm. Aumento de 25 X.

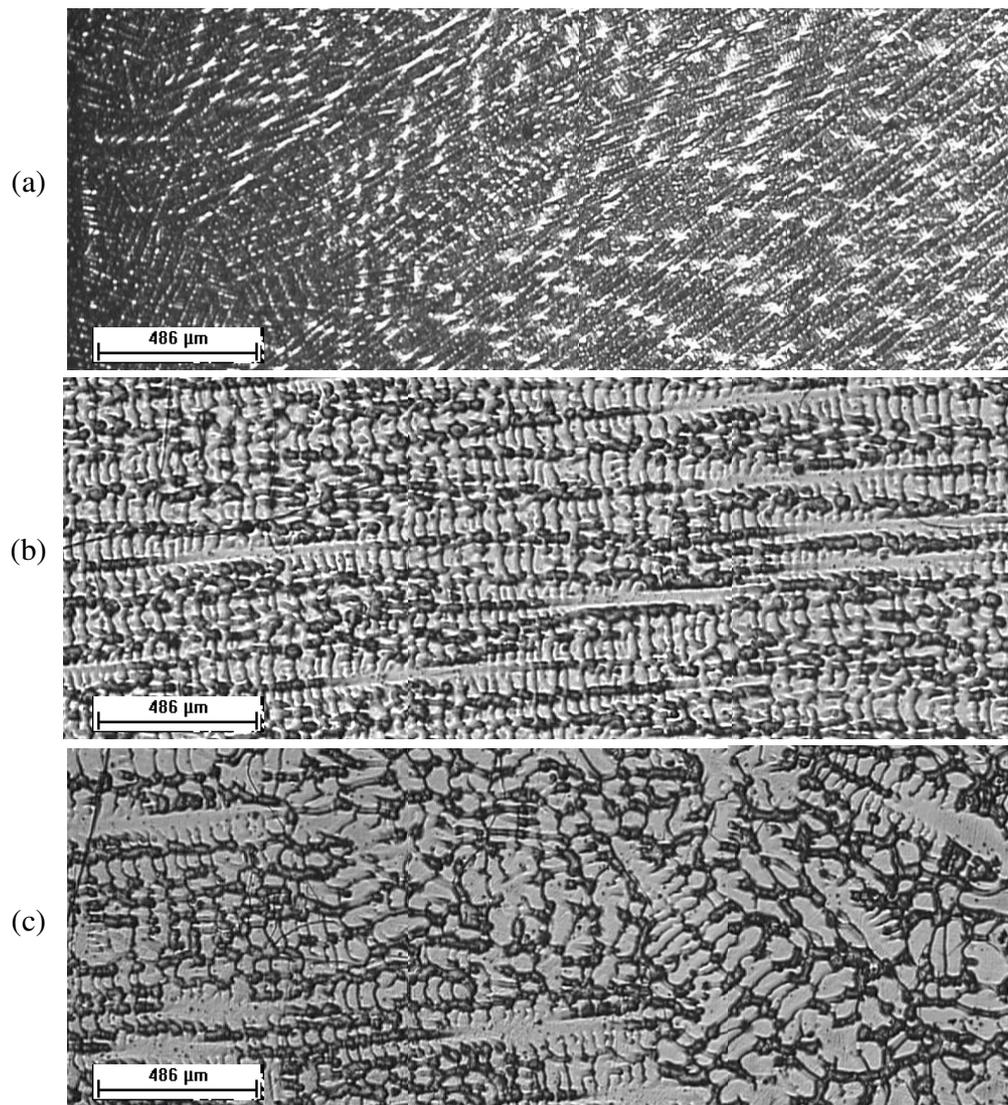


Figura 5.31 – Microestruturas da seção transversal de uma placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado com deformação de 10 mm durante sua solidificação nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: (a) até 3 mm, (b) entre 13 e 16 mm e (c) entre 21 e 24 mm. Aumento de 25 X.

Para o caso do aço inoxidável, como visto nas microestruturas apresentadas anteriormente, nas placas obtidas sem deformação, tanto em molde de areia como em molde refrigerado, é muito difícil encontrar dendritas com direções preferenciais. Portanto, não se realiza uma análise do comportamento dendrítico primário, ficando a análise restrita ao espaçamento secundário.

Observando a figura 5.32, verifica-se o comportamento do espaçamento dendrítico secundário para as placas de aço inoxidável em diferentes condições de solidificação. No primeiro caso para a placa de aço inoxidável obtida em molde de areia (figura 5.32 (a)) de maneira geral os valores do espaçamento foram altos em decorrência da velocidade de solidificação ser bem lenta. Quando a placa é obtida em molde refrigerado (figura 5.32 (b)), nota-se claramente uma redução acentuada desses valores. Próximo a interface metal/molde o valor fica em torno de 15 μm , alcançando valor máximo, em torno de 40 μm , em aproximadamente 20 mm da mesma. Para o caso em que se aplicou um grau de deformação de 5 mm durante a solidificação (figura 5.32 (c)), pode-se notar que os valores médios do espaçamento até 15 mm da interface metal/molde, em comparação a placa obtida em molde refrigerado, praticamente não apresentam mudança de comportamento, comprovando que as condições de solidificação foram mantidas as mesmas para todos os ensaios. A partir daí, percebe-se que há uma diminuição dos valores dos espaçamentos secundários, o que fornece duas indicações. A primeira é que esta diminuição ocorre em decorrência da aplicação da deformação na placa. A segunda é que, no momento da deformação, já se tinha uma casca sólida formada, mas o núcleo da placa ainda estava no estado líquido. Para o caso em que se aplicou uma deformação de 10 mm na placa durante a solidificação (figura 5.33 (d)), as mesmas considerações são válidas. No entanto, esperava-se que, ao se aumentar o grau de deformação, ter-se-ia uma diminuição deste parâmetro de solidificação, mas conforme se pode perceber isto não ocorreu. Este fato está de acordo com a afirmação de Thiem et al (1993), que afirma que o valor do espaçamento dendrítico secundário em aços inoxidáveis austenítico depende somente da distância à superfície resfriada e do coeficiente de transferência de calor.

Então, para os caso estudados, em que se verifica que as dimensões das cascas sólidas formadas nas placas antes da deformação são aproximadamente iguais, a diminuição nos espaçamentos secundários em comparação aos da placa sem deformação, dá-se provavelmente em função de se alterar o coeficiente de transferência de calor a partir desta espessura provocada pela deformação mas independente do seu grau. Uma outra característica observada em todas as curvas apresentadas é que próximo à região central da placa, há uma diminuição nos valores do

espaçamento interdendrítico secundário em função do aumento da velocidade de solidificação de maneira análoga aos da liga não ferrosa.

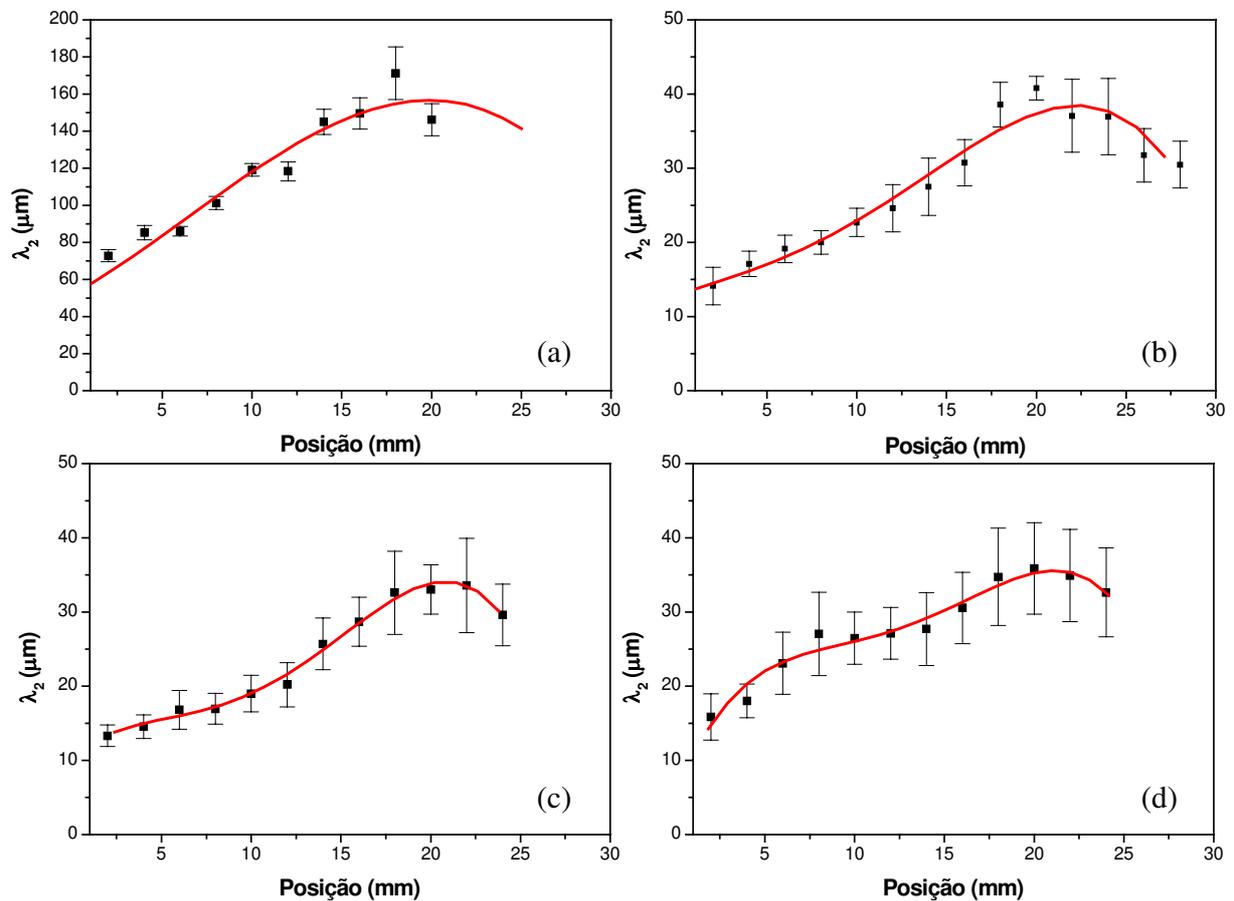


Figura 5.32 – Espaços dendríticos secundários em relação à distância da interface metal/molde das placas de aço inoxidável obtidas: (a) em molde de areia, (b) em molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm.

5.5 Distribuição de Soluto

Como a qualidade do produto final no lingotamento contínuo de placas finas é registrada durante a transformação do metal da fase líquida até sólida, um dos principais objetivos deste processo é se obter estrutura interna livre de defeitos provocados pela segregação dos elementos de ligas. Portanto, será feita a seguir a análise do comportamento macroestrutural e

microestrutural interdendrítico de alguns elementos presentes, tanto nas placas de Pb-2,5%Sb como nas de aço inoxidável.

5.5.1 Macrossegregação

A figura 5.33 apresenta o comportamento do antimônio a partir da interface metal/molde ao centro das placas de Pb-2,5%Sb. Como observado para a placa obtida em molde refrigerado (figura 5.33 (a)), devido ao número de medições de concentração de soluto ser pequeno, não houve a possibilidade de determinar qual o tipo de segregação mas percebe-se que, no centro da placa a concentração é mais baixa. Para a placa obtida com deformação de 20 mm (figura 5.33 (b)), pelo comportamento da distribuição de soluto, a segregação indica ser do tipo inversa. Este efeito pode ter ocorrido devido ao movimento do fluxo líquido interdendrítico em sentido contrário ao da direção de solidificação provocado pela atuação da deformação, apesar desta liga possuir um coeficiente de distribuição de soluto menor do que a unidade. Além disso, como se nota, a concentração média do antimônio na liga também diminuiu, indicando provavelmente que, devido à deformação aplicada, uma quantidade de soluto é deslocada para o centro e depois para a superfície da placa, conforme verificado anteriormente na análise macroestrutural desta liga. Isto portanto comprova a eficiência do simulador em demonstrar o mesmo efeito presente no lingotamento contínuo de placas finas.

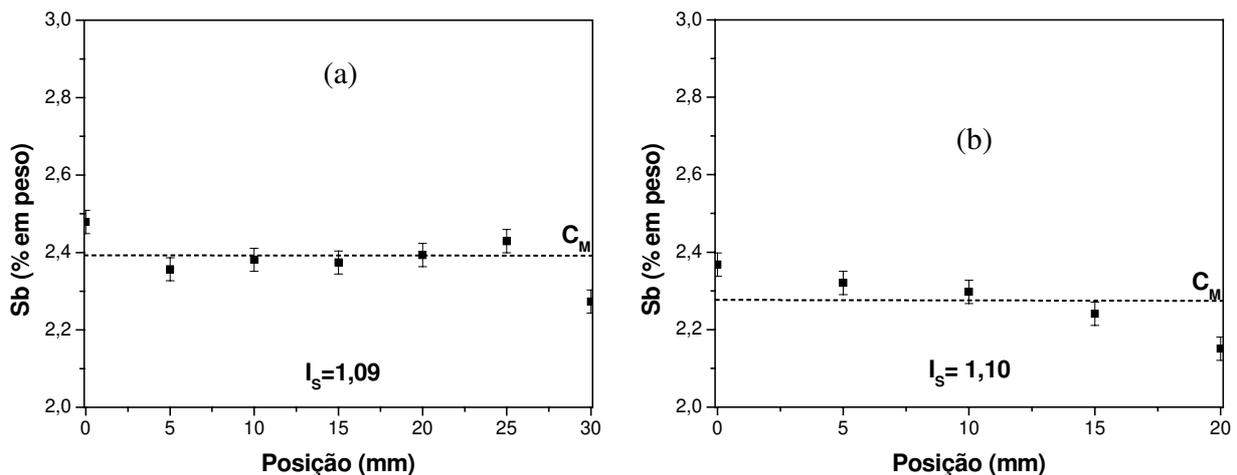


Figura 5.33 – Distribuição do antimônio nas placas de Pb-2,5%Sb: (a) sem deformação, (b) com deformação de 20 mm.

Nas figuras 5.34 a 5.37 são apresentados os resultados das análises da distribuição do Ni, Cr, Mn e Fe nas placas de aço inoxidável em suas diferentes condições de solidificação. Como podemos observar em todos os perfis apresentados, é muito difícil se determinar qual a forma de segregação atuante de cada elemento. Por este motivo, a análise ficou restrita somente na variação da concentração média (C_M) de cada um dos principais elementos presentes nas placas de aço inoxidável. Um detalhe que tem que ser observado é que os valores das concentrações das placas que não sofreram deformação são menores do que os apresentados na tabela 4.2. Isto ocorreu em decorrência da precisão dos métodos empregados serem diferentes. Podemos observar na figura 5.34, que o níquel não sofreu alterações marcantes em sua concentração média, indicando que tanto as diferentes condições de resfriamento, como do grau de deformação aplicada induziram a uma mudança em seu comportamento, o que indica ser um elemento que não atua na formação da segregação, a não ser na composição de fases presentes. Já o cromo, conforme podemos observar na figura 5.35 sofre influência direta do grau de deformação, em que pode se notar que a concentração média (C_M) diminui conforme a mesma é mais intensa. Isto indica que possivelmente este elemento, da mesma maneira que o antimônio na liga não ferrosa, tenha sido deslocado em direção à parte superior da placa influenciando diretamente o modo de solidificação do aço. Além disso, no balanço geral da composição da liga, verifica-se que há um aumento relativo de elementos formadores de austenita em que, conforme já observado, entre a interface e a região central o modo de solidificação é ferrítico-austenítico. Como há possivelmente um aumento do teor deste elemento na região central pode-se ter a precipitação da ferrita confirmando o segundo modo de solidificação na região central. No caso do manganês (figura 5.36), pode-se notar que foi o que mais sofre influência em todas as condições de solidificação, ou seja, o aumento da taxa de extração de calor promove a sua redução assim como o grau de deformação. De acordo com Suutala (1982), este elemento em baixo teor, como apresentado pela sua composição nominal, é conhecido como um formador de austenita. Ele promove um aumento da quantidade de ferrita transformada em austenita logo no início do processo de solidificação o que diminui a segregação na placa tornando-a mais homogênea. O ferro, conforme mostrado na figura 5.37, a partir do seu comportamento para cada placa, indica que sofre um aumento em sua concentração média. Mas na verdade, o que ocorre é que ele entra como elemento complementar no balanço da composição, ou seja, o seu aumento decorre da diminuição das concentrações médias do cromo e do manganês.

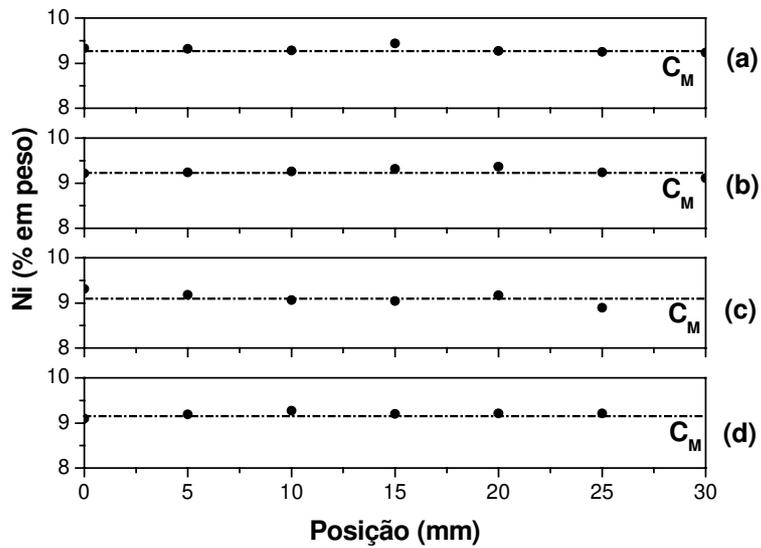


Figura 5.34 – Distribuição do níquel nas placas de aço inoxidável obtida: (a) em molde de areia, (b) molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm.

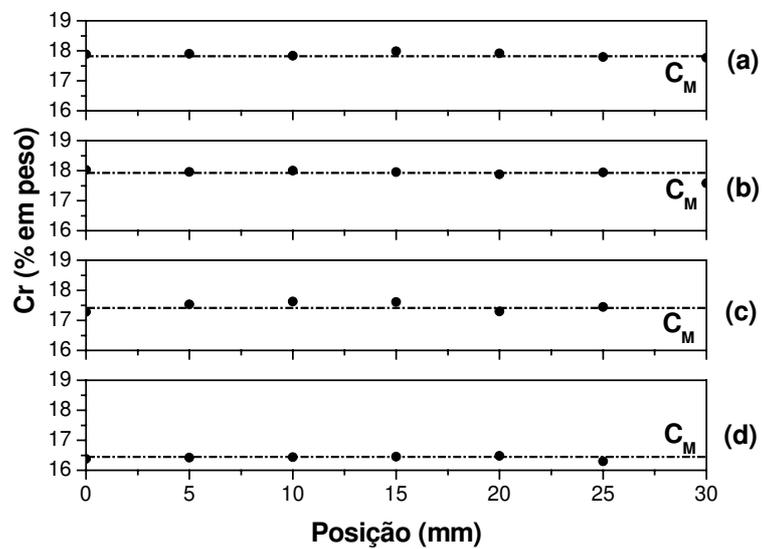


Figura 5.35 – Distribuição do cromo nas placas de aço inoxidável obtida: (a) em molde de areia, (b) molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm.

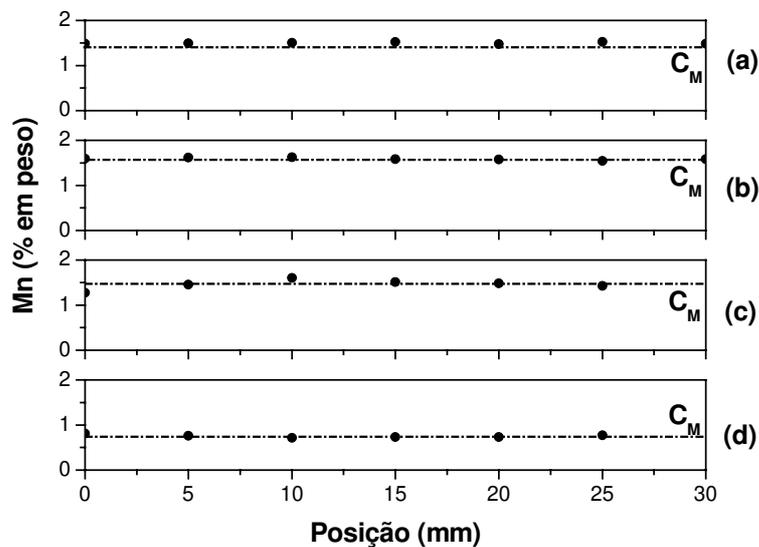


Figura 5.36 – Distribuição do manganês nas placas de aço inoxidável obtida: (a) em molde de areia, (b) molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm.

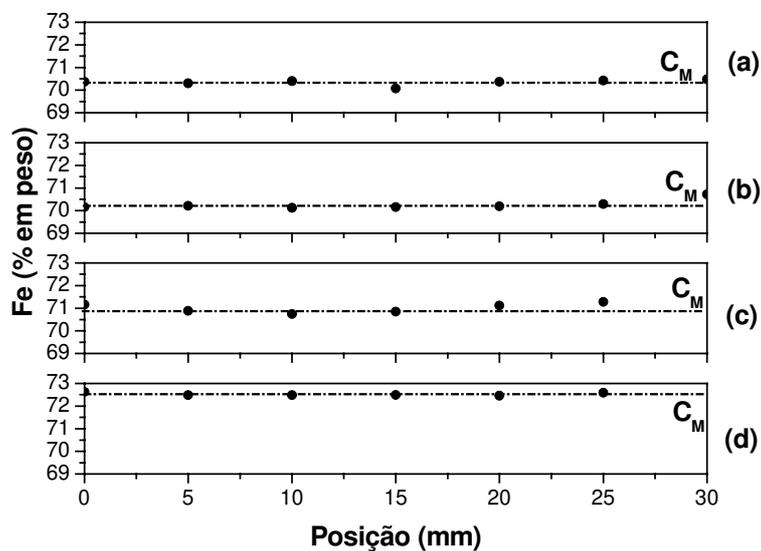


Figura 5.37 – Distribuição do ferro nas placas de aço inoxidável obtida: (a) em molde de areia, (b) molde refrigerado sem deformação, (c) com deformação de 5 mm e (d) com deformação de 10 mm.

5.5.2 Microsegregação

Nas figuras 5.38 a 5.40 são apresentados os perfis de distribuição do antimônio medidos entre regiões interdendríticas a partir da interface metal/molde para as placas de Pb-2,5%Sb obtidas em molde refrigerado sem deformação, com deformação de 10 mm e com deformação de 20 mm, respectivamente, a partir da interface metal/molde. De maneira geral, como observado em todos os casos, mesmo em diferentes distâncias da interface, há uma tendência no centro da região interdendrítica, de se alcançar uma composição eutética, que no caso está próximo de 12,5% de antimônio. Isto indica, portanto, ser a última região a solidificar o que facilita, conforme discutido anteriormente sobre macrosegregação, a formação de canais facilitando a formação da segregação inversa. Um fato observado, tanto na placa sem deformação como na com deformação de 10 mm, é que as medições pontuais do teor de antimônio parecem indicar que, a partir de 25 mm, ser mais difícil alcançar esta composição eutética. Isto se deve ao fato de que uma quantidade de soluto já fora deslocada através desses canais formados durante a solidificação que, conforme foi verificado anteriormente, há uma diminuição da concentração média nesta região. Este fato não é observado na placa deformada em 20 mm, possivelmente devido ao efeito da deformação ser de maior importância e também devido à possibilidade de erros já que a microsonda atua pontualmente em uma área de $1 \mu\text{m}^2$ o que dificulta a análise.

As figuras 5.41 a 5.45 apresentam os perfis de concentração dos elementos de liga principais do aço inoxidável AISI 304 entre regiões interdendríticas a partir da interface metal/molde das placas obtidas em molde de areia, molde refrigerado sem deformação, com deformação de 5 mm e com deformação de 10 mm, respectivamente. No primeiro caso, para a placa obtida em molde de areia (figura 5.41), só se consegue realizar a análise até 20 mm da interface metal/molde devido, como observado na análise de sua microestrutura, ter-se a formação de uma região com dendritas equiaxiais. De maneira geral como era esperado, de acordo com as análises feitas anteriormente, quase todos os perfis mostram uma tendência do teor de cromo aumentar entre as regiões interdendríticas, indicando que houve uma transformação da ferrita em austenita. Observando os perfis de concentração para o níquel nas regiões dendríticas a 20 mm e 25 mm da interface para a placa obtida em molde refrigerado (figura 5.42), nota-se uma tendência de aumento de sua concentração na mesma proporção ao do cromo, indicando que

nesta região ocorre somente precipitação de austenita. Isto provavelmente está correto apesar de que, próximo à região central da placa, conforme já discutido, há atuação de dois modos de solidificação e que, devido ao método de análise empregado, seria necessário ter-se um número maior de medições para se ter uma maior certeza. Este fato também é observado a 25 mm da interface metal/molde da placa que foi deformada em 5 mm e a 15 mm e 20 mm para a placa deformada em 10 mm. Portanto, isto provavelmente pode indicar que, ao se aplicar um maior grau de deformação, há um aumento do modo de solidificação austenítica. Para o processo de lingotamento contínuo de placas finas, este efeito é totalmente positivo já que, de acordo com Takalo et al (1979), há uma relação direta entre quantidade de ferrita formada e a segregação, ou seja, a diminuição de um implica na diminuição do outro tornando a liga mais homogênea.

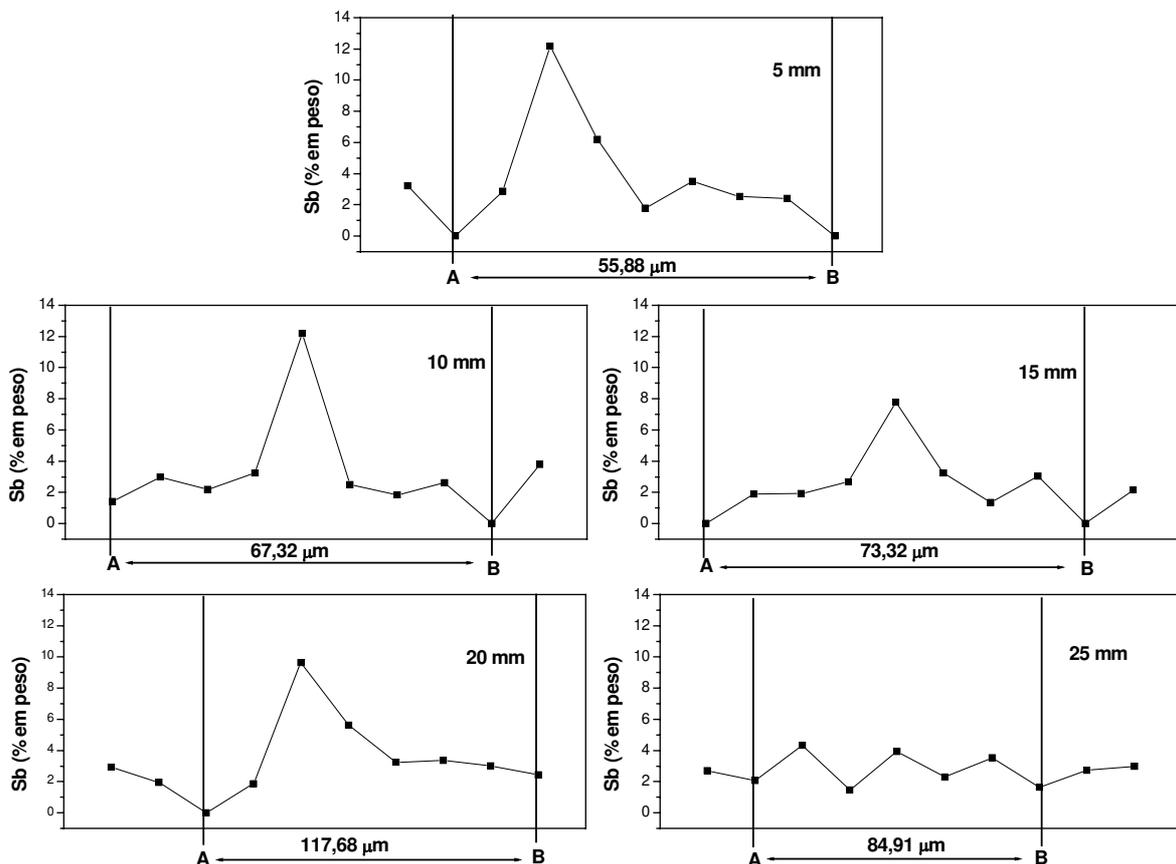


Figura 5.38 – Perfis de distribuição do antimônio entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado a partir da interface metal/molde.

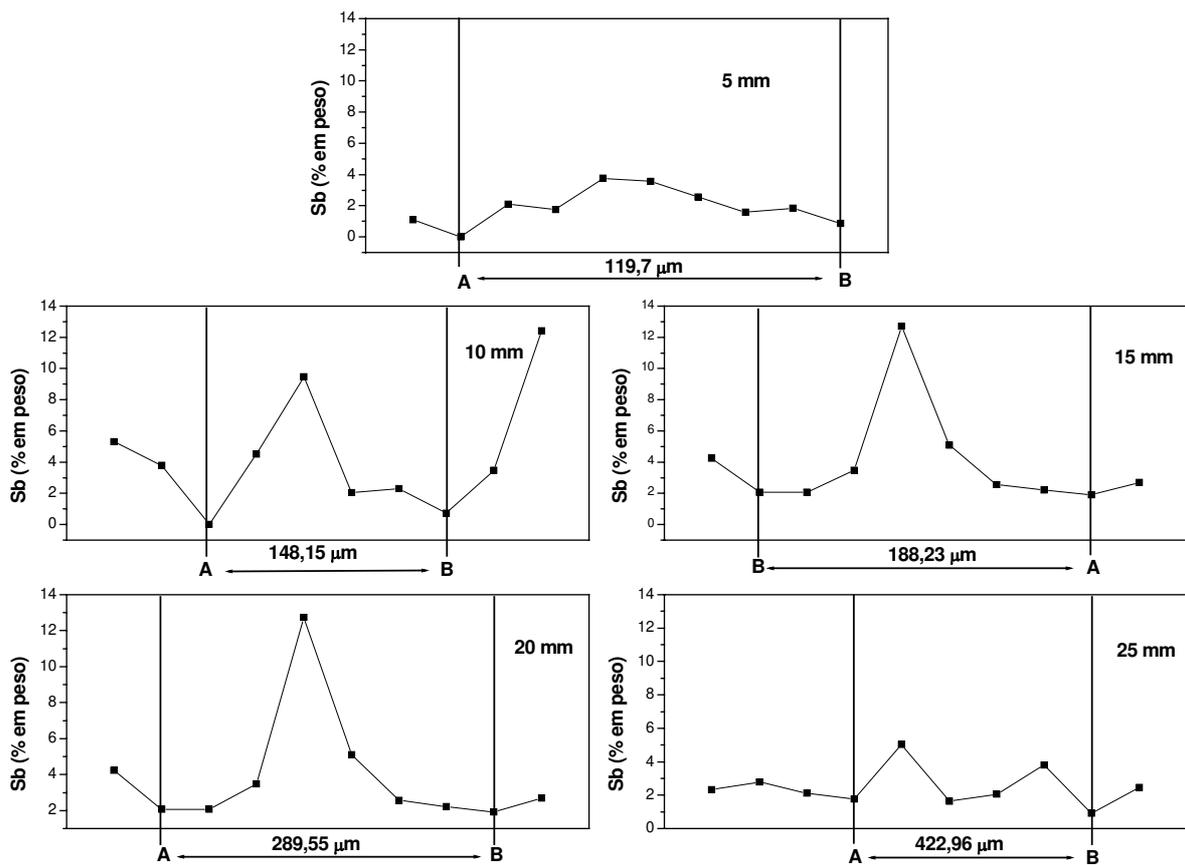


Figura 5.39 – Perfis de distribuição do antimônio entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado com deformação de 10 mm a partir da interface metal/molde.

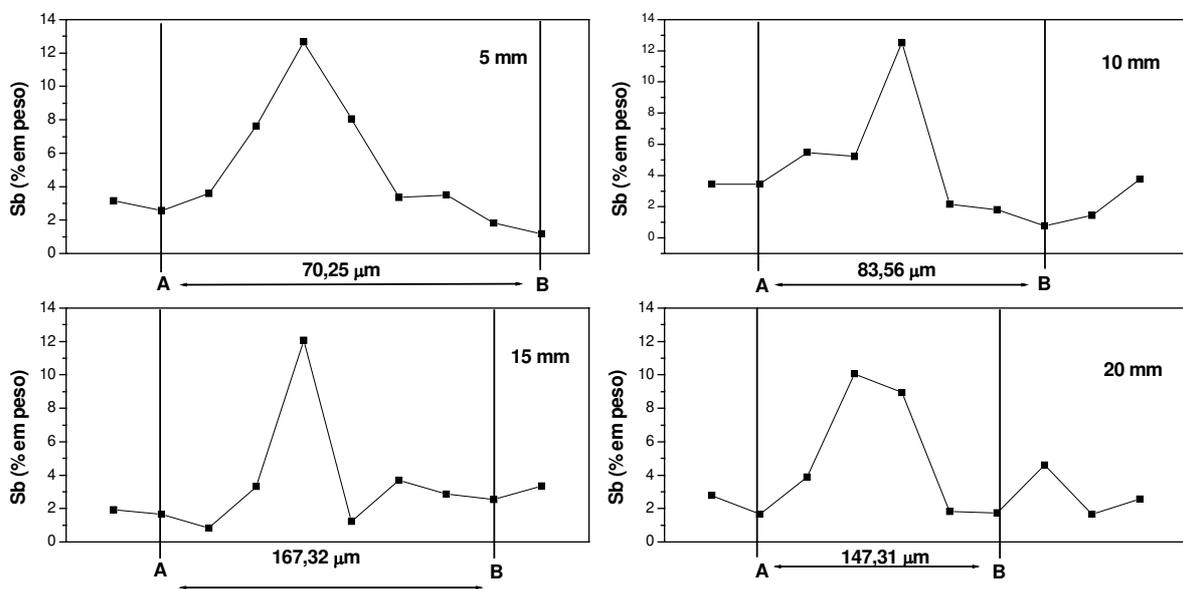


Figura 5.40 – Perfis de distribuição do antimônio entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de Pb-2,5%Sb obtida em molde refrigerado com deformação de 20 mm a partir da interface metal/molde.

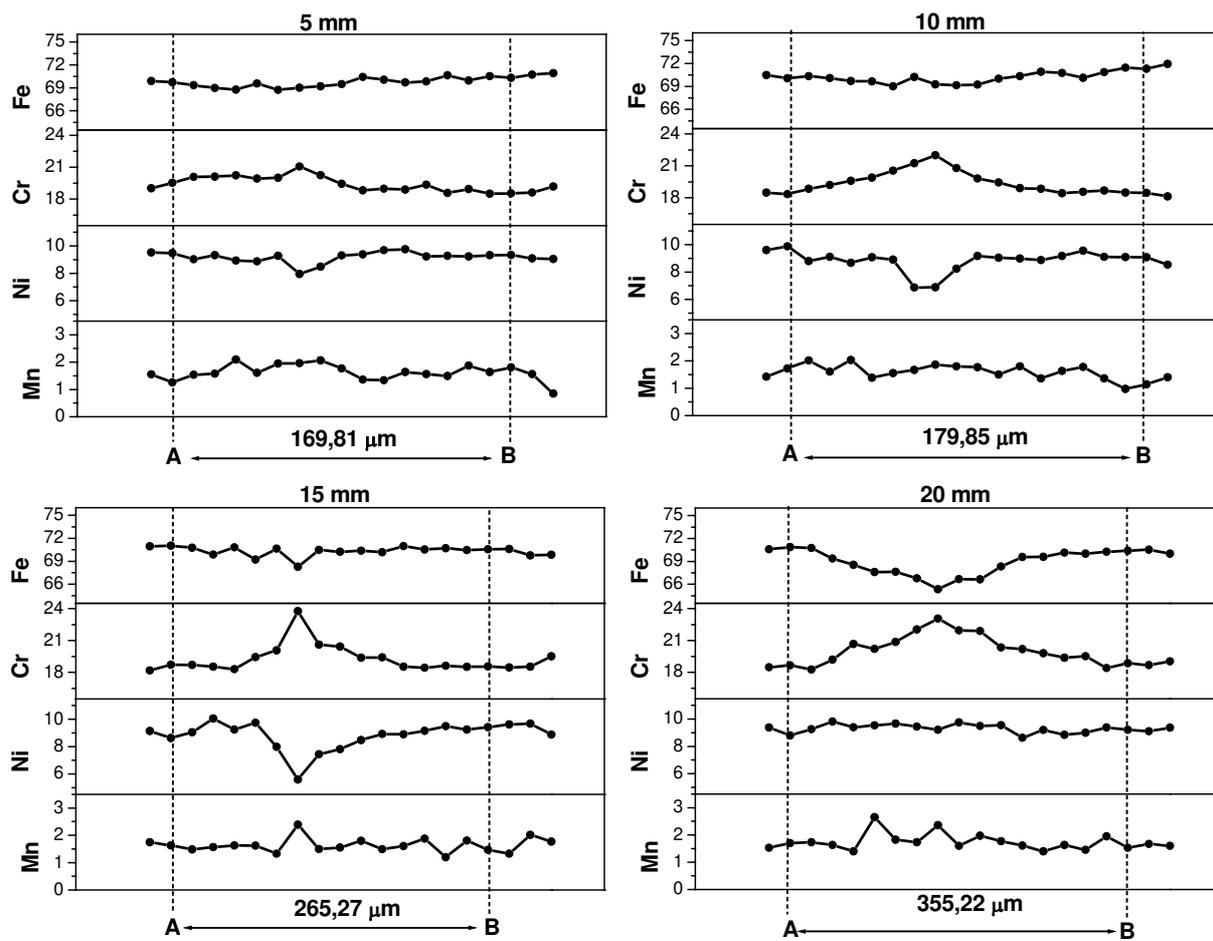


Figura 5.41 – Perfis de distribuição dos elementos Fe, Cr, Ni e Mn entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de aço inoxidável obtida em molde de areia a partir da interface metal/molde ao centro.

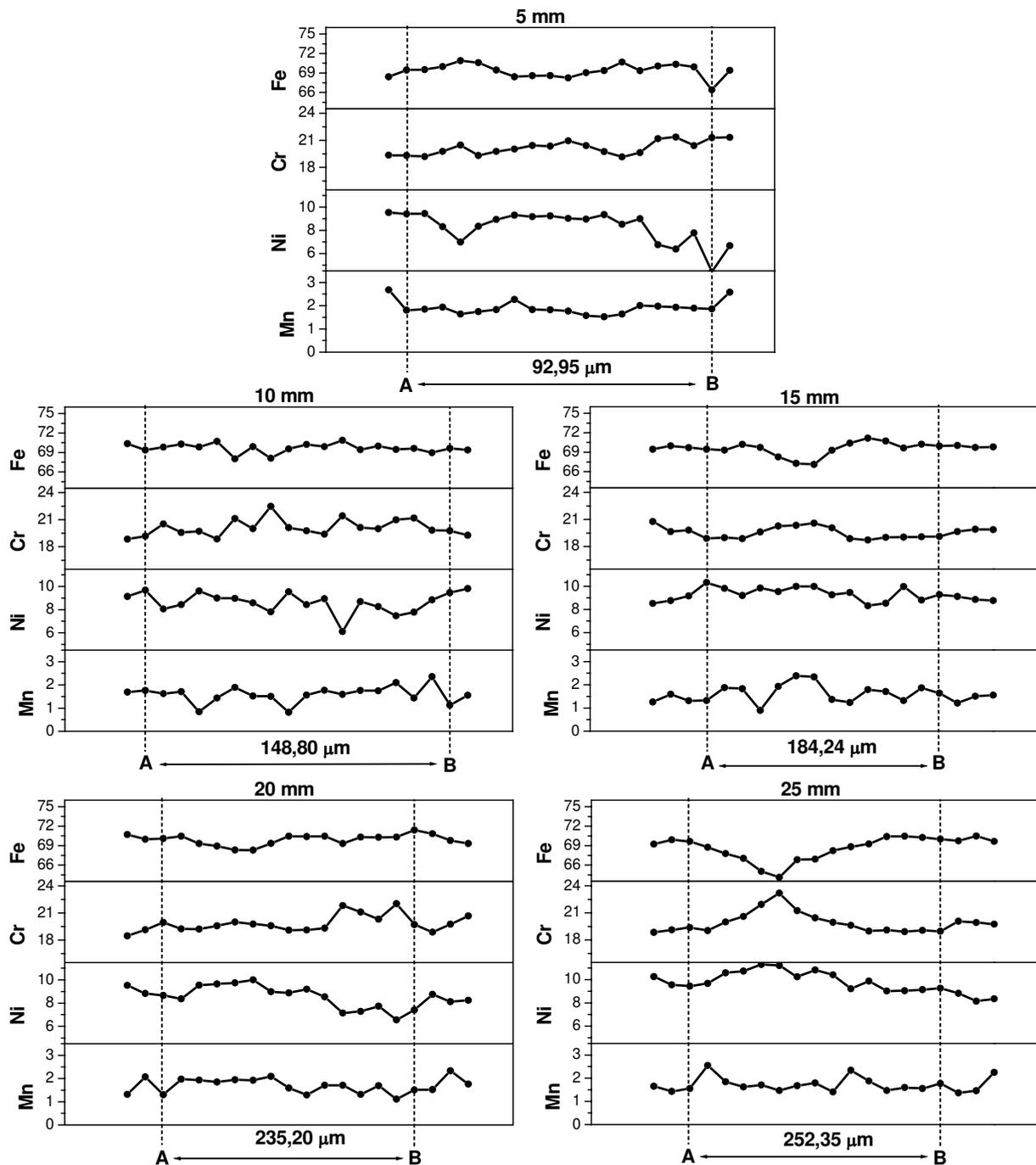


Figura 5.42 – Perfis de distribuição dos elementos Fe, Cr, Ni e Mn entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de aço inoxidável obtida em molde refrigerado a partir da interface metal/molde ao centro.

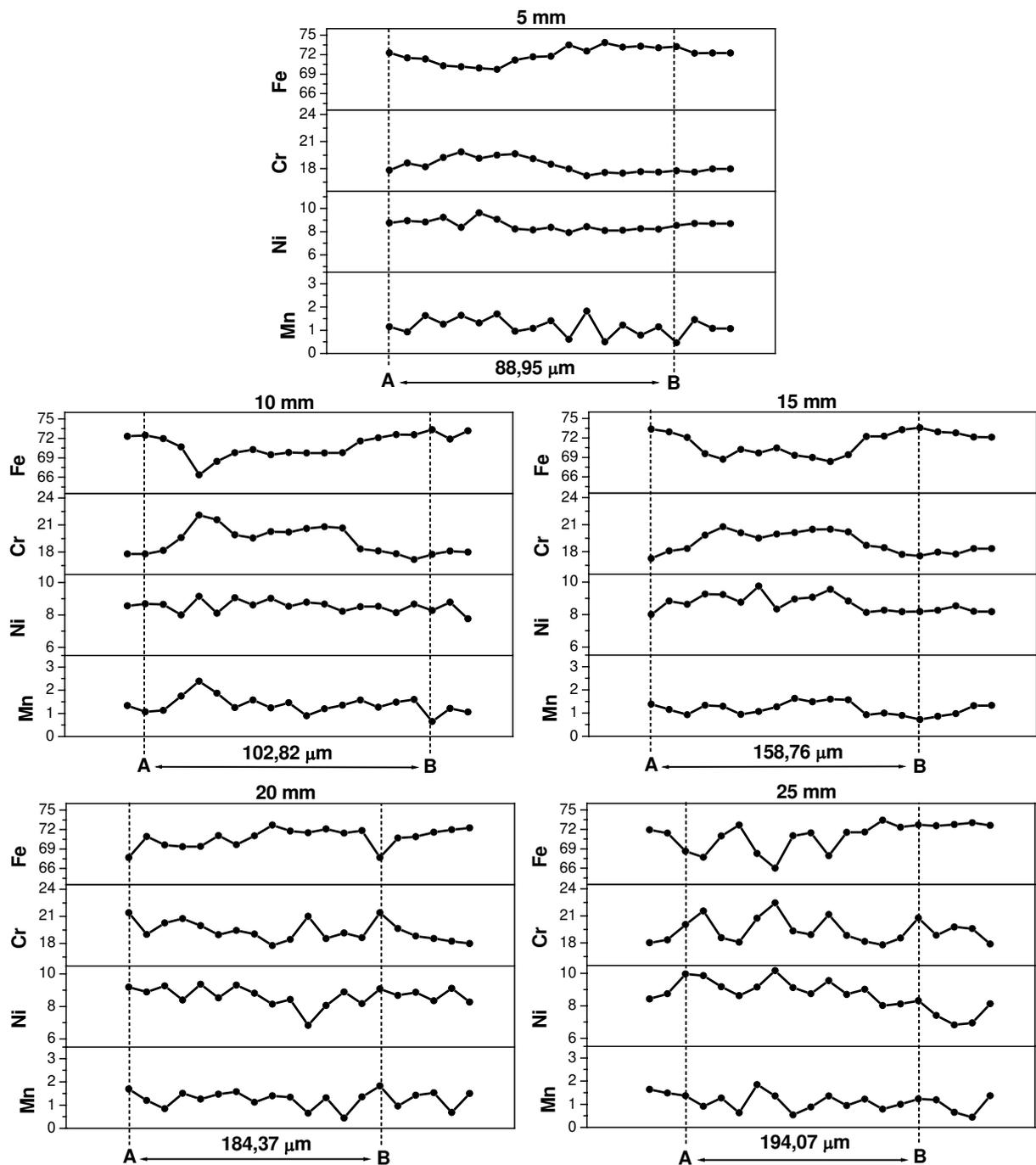


Figura 5.43 – Perfis de distribuição dos elementos Fe, Cr, Ni e Mn entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de aço inoxidável obtida com deformação de 5 mm a partir da interface metal/molde ao centro.

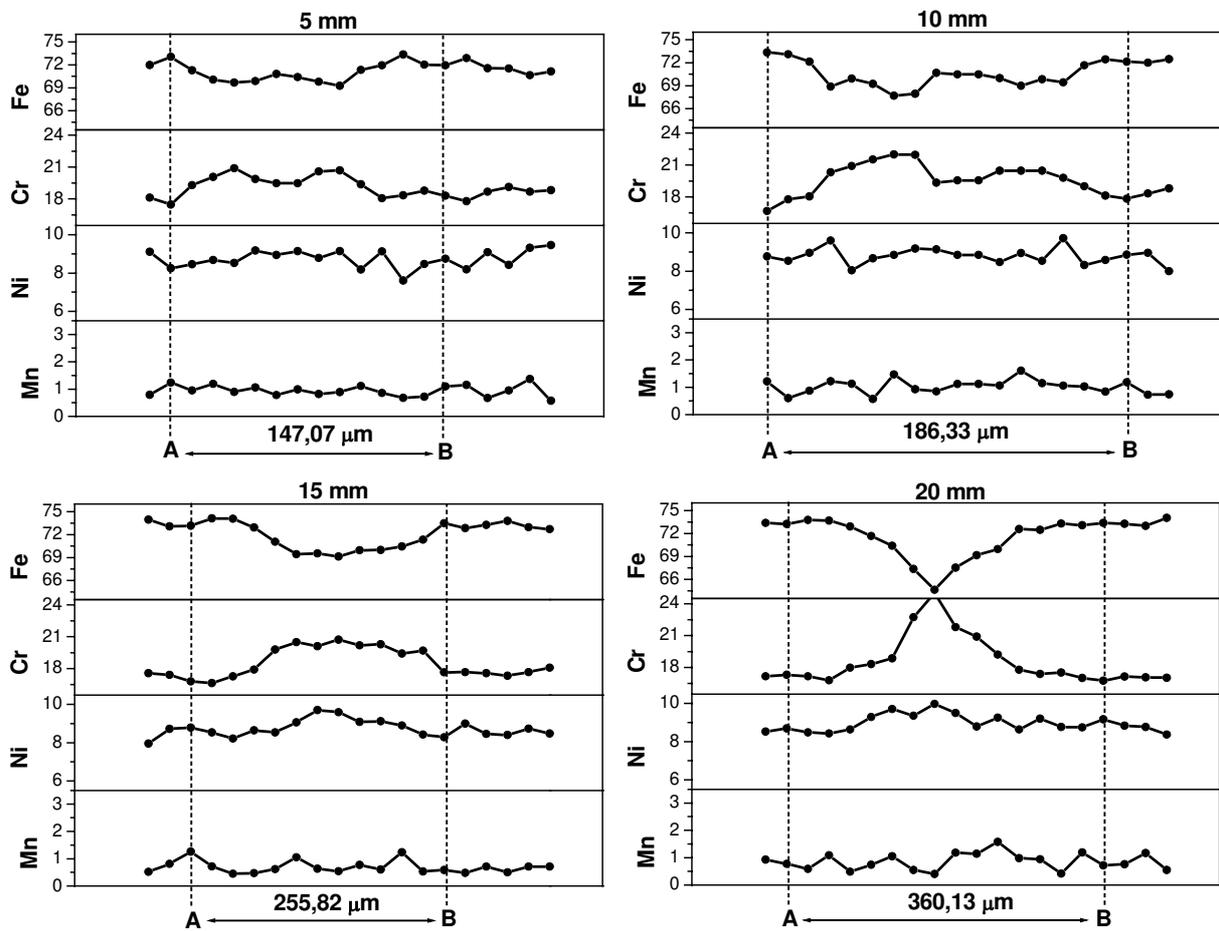


Figura 5.44 – Perfis de distribuição dos elementos Fe, Cr, Ni e Mn entre os espaçamentos dendríticos primários da placa de aço inoxidável obtida com deformação de 10 mm a partir da interface metal/molde ao centro.

Capítulo 6

Conclusões

- Placas de Pb-2,5%Sb

1. Nas placas de Pb-2,5%Sb, verifica-se que o grau de deformação aplicado tende a aumentar a região equiaxial, tanto pela quebra das dendritas como pela possibilidade da formação de estruturas dendríticas equiaxiais, que tendem a ter uma menor dimensão devido à diminuição do tempo de solidificação em decorrência da diminuição da espessura.
2. Observa-se também para esta liga que, para os casos em que foi aplicada a deformação, a segregação apresentada é do tipo inversa, apesar de seu coeficiente de distribuição ser menor que a unidade. Isto provavelmente ocorre em função do aumento da concentração de soluto nas regiões interdendríticas, sendo a última a solidificar o que facilita o fluxo de líquido interdendrítico em direção a interface.
3. A aplicação de deformação nesta liga influencia diretamente o espaçamento dendrítico secundário tendendo a diminuí-lo, sendo importante no processo de lingotamento contínuo de placas finas, e reduzindo a diferença de concentração de soluto provocada pela segregação, e que permite uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica existente entre as ramificações dendríticas, e favorecendo o seu posterior processamento.

- Placas de aço inoxidável

4. Para as placas de aço inoxidável, semelhantemente às de Pb-2,5%Sb, o grau de deformação aplicado também influencia de maneira crescente a extensão da região central pela formação de estruturas equiaxiais centrais.
5. O grau de deformação aplicada no caso específico do aço inoxidável utilizado, diferentemente das placas da liga não ferrosas, não teve ação direta nos espaçamentos dendríticos secundários já que estes não sofrem redução em suas dimensões, indicando serem dependentes apenas de sua distância da interface metal/molde e do coeficiente de transferência de calor.
6. No caso específico do aço inoxidável, além do efeito do grau de deformação aplicado, um fator que também contribui para a formação da região equiaxial, é a redistribuição dos elementos de liga durante a solidificação que intensifica a formação de austenita e a redução da quantidade de ferrita indicando uma maior homogeneidade estrutural.

- Conclusão geral

De maneira geral, a utilização do simulador físico do lingotamento contínuo de placas finas possui aplicabilidade prática no estudo da etapa inicial do processo em laboratório tornando possível a análise do comportamento da distribuição de soluto na forma de macro e microsegregações.

Propostas para Trabalhos Futuros

São sugeridas as seguintes linhas de trabalhos, em prosseguimento ao presente estudo:

1. Intensificar o grau de deformação aplicada nas placas finas com o núcleo líquido, através de modificações no simulador para poder, possivelmente, descrever uma equação que indique sua relação com a formação da zona equiaxial.
2. Utilizar na simulação física, aços inoxidáveis do tipo ferrítico e duplex, para se ter uma análise completa da influência dos diferentes modos de solidificação na formação da região central de placas finas.
3. Variar a composição de cada elemento através de acréscimos, utilizando cálculos de cargas adequados, para analisar a sua real influência sobre o modo de solidificação do aço em questão sob efeito de diferentes graus de deformação.
4. Utilizar uma liga não ferrosa, como por exemplo alumínio-cobre, que apresenta temperatura de solidificação intermediária entre a liga de Pb-Sb e o aço inoxidável e estruturas características, com a intenção de verificar o seu comportamento sob o efeito da deformação.
5. Dar continuidade ao processo de lingotamento através de uma programação adequada de laminação para se ter uma compreensão geral do processo de lingotamento contínuo de placas finas de aço inoxidável e compará-los com resultados obtidos em plantas industriais.

Referências Bibliográficas

- Aboutalebi, M. R.; Hasan, M.; Guthrie, R. I. L. Coupled turbulent flow, heat and solute transport in continuous casting processes. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 26 B, (8), pp. 731-743, 1995a.
- Aboutalebi, M. R.; Hasan, M.; Guthrie, R. I. L. Numerical study of coupled turbulent flow and solidification for steel slab casters. *Numerical Heat Transfer, Part A*, v. 28, pp. 279-297, 1995b.
- Allan, G. K. Solidification of austenitic stainless steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 22, (6), 1995.
- American Society for Testing and Materials. ASTM – E340: *standard test method for macroetching metals and alloys*. United States, 2000, 11 p.
- American Society for Testing and Materials. ASTM – E407: *standard practice for microetching metals and alloys*. United States, 1999, 21 p.
- American Society for Testing and Materials. ASTM – E3: *standard guide for preparation of metallographic specimens*. United States, 2001, 12 p.
- Barbabela, G. D.; Almeida, L. H.; Silveira, T. L.; Le May, I. Phase characterization in two centrifugally cast HK stainless steel tubes. *Materials Characterization*, v. 26, pp. 1-7, 1991.

- Birat, J. P. Recent advances in near-net shape flat steel manufacturing. *La revue de Métallurgie – CIT*, pp. 1378-1406, 1998.
- Birat, J. P.; Steffen, R. Current R&D work on near-net-shape continuous casting technologies in Europe. *Metallurgical Plant and Technology International*, (3), pp. 44-57, 1991.
- Bleck, W. Cold-rolled, high-strength sheet steels for auto applications. *JOM*, (7), pp. 26-30, 1996.
- Bobadilla, M.; Jolivet, J. M.; Lamant, J. Y.; Larrecq, M. Continuous casting of steel: a close connection between solidification studies and industrial process development. *Materials Science and Engineering A*, v. 173, pp. 275-285, 1993.
- Brody, H.; Flemings, M. C. Solute redistribution in dendritic solidification. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, v. 236, (5), pp. 615-624, 1966.
- Brooks, J. A.; Williams, J. C.; Thompson, A. W. Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 14 A, (7), pp. 1271-1281, 1983.
- Brooks, J. A.; Baskes, M. I.; Greulich, F. A. Solidification modeling and solid-state transformations in high-energy density stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 22 A, (4), pp. 915-926, 1991.
- Bruns, H.; Kaspar, R. Pearlite spheroidization by thermomechanical treatment of directly charged thin slabs. *Steel Research*, v. 68, (4), pp. 158-162, 1997a.
- Bruns, H.; Kaspar, R. Direct charging of thin slabs a cold formable HSLA steel. *Steel Research*, v. 68, (5), pp. 215-219, 1997b.

- Bruns, H.; Kaspar, R. Effect of hot strip processing during direct charging of thin slabs on the properties of cold strip of LC-steel. *Steel Research*, v. 68, (8), pp. 364-367, 1997c.
- Chatterjee, A. Recent developments in ironmaking and steelmaking. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 22, (2), pp. 100-104, 1995.
- Choo, D.; Lee, S.; Moon, H.; Kang, T. Analysis and prevention of cracking during strip casting of AISI 304 stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32 A, (9), pp. 2249-2258, 2001.
- Davis, J. R. – ed. *Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys*. Metals Handbook. v. 1, 10^a ed, p. 908, 1991.
- Delong, W. T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. *Welding Journal*, v. 53, (7), pp. 273s-286s, 1974.
- Döring, K., et al. Continuous casting and rolling of thin slabs. *Metallurgical Plant and Technology International*, (5), pp. 16-29, 1990.
- Edvardsson, T.; Fredriksson, H.; Svensson, I. A study of the solidification process in low-carbon manganese steels. *Metal Science*, (9), pp. 298-306, 1976.
- El Gammal, T.; Pleschiutchnigg, F. P.; Yoo, S. J.; Simomns, K. Simulation of thin slab casting of carbon and stainless steel grades with and without cast-rolling. *Proceedings of the Symposium on Continuous Casting Research*, 1992, pp. 323-333.
- El Nayal, G.; Beech, J. Relationship between composition, impurity content, cooling rate, and solidification in austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*, v. 2, (6), 1986.

- Essadiqi, E.; Baragar, D. L.; Ruddle, G. E. Direct rolling simulation of Ti-microalloyed thin cast slab. *39th MWSP Conf. Proc.*, ISS, 1998, v. XXXV, pp. 883-892.
- Essadiqi, E.; Collins, L. E.; Ruddle, G. E. Secondary processing of thin slabs of Ti-Nb microalloyed steel. *Metals Technology Laboratories, CANMET*, 13 p., 1995.
- Essadiqi, E.; Collins, L. E.; Shehata, M. T.; Chiang, L. K. Thin slab casting simulation of 1020 C steel with liquid core reduction. *Second Canada – Japan Symposium on Modern Steelmaking and Casting Techniques, 33rd Annual Conference of Metallurgists of CIM*, 1994, pp. 251-264.
- Fernandez, A.; Küper F. First operating results of HYLSA's CSP plant. *La Revue de Métallurgie-CIT*, (4), pp. 541-549, 1996.
- Finardi, J. Refino e desoxidação de aço destinado a peças fundidas. *Anais do Congresso Nacional de Fundição – CONAF 93*, 1993, pp. 249-259.
- Fredriksson, H. The solidification sequence in an 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification. *Metallurgical transactions*, v. 3, (12), pp.2989-2997, 1972.
- Fredriksson, H.; Hillert, M. On the formation of the central equiaxed zone in ingots. *Metallurgical Transactions*, v. 3, (2), pp. 565-570, 1972.
- Garcia, A. *Solidificação: fundamentos e aplicações*. Campinas, SP, Editora da Unicamp, 2001, 399 p.
- Gentile, F. C. *Desenvolvimento de protótipo para simulação de processo de lingotamento contínuo de placas finas*. Campinas, Unicamp, 1999, 100 p. Dissertação (Mestrado).

- Gentile, F. C.; Rizzo, E. M. S.; Palmiere, W.; Telles, G. N.; Mei, P. R.; Santos, R. G. Projeto e construção de um simulador de lingotamento contínuo de placas finas. *53º Congresso Anual da ABM*, 1998, pp. 459-470.
- Gerber, A. G.; Sousa, A. C. M. A parametric study of the Hazelett thin-slab casting process. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 49, pp. 41-56, 1995.
- Gottardi, R.; Nannini, L.; Martegani, A. D. Net and near net shape continuous casting – new developments in mini-mills. *Metallurgical Plant and Technology International*, (3), pp. 46-50, 1992.
- Greis, P. Radical changes in the steel industry – some technical trends at Metec 94. *Metallurgical Plant and Technology International*, (5), pp. 26-43, 1994.
- Guo, J. Q.; Tsukamoto, S.; Kimura, T.; Nakae, H. Nucleation process control of undercooled stainless steel by external nucleation seed. *Acta Metallurgica*, v. 47, (14), pp. 3767-3778, 1999.
- Gündüz, M.; Çadirli, E. Directional solidification of aluminium-copper alloys. *Materials Science and Engineering A*, (327), pp. 167-185, 2002.
- Guthrie, R. I. L. ; Isac, M. Steel strips in the context of near net shape casting production. *Steel Research*, v. 70, (8-9), pp. 343-348, 1999.
- Hänninen, H.; Minni, E. On grain boundary segregation in austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 13 A, (12), pp. 2281-2285, 1982.
- Heino, S. Role of Mo and W during sensitization of superaustenitic stainless steel – crystallography and composition of precipitates. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 31 A, (8), pp. 1893-1905, 2000.

- Honeycombe, R. W. K. *Aços: microestruturas e propriedades*. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian, 1985, 348 p.
- Huang, X.; Thomas, B. G. Modeling of steel grade transition in continuous slab casting processes. *Metallurgical Transactions B*, v. 24 B, (4), pp. 379-393, 1993.
- Hui, J.; Tiwari, R.; Wu, X.; Tewari, S. N.; Trivedi, R. Primary dendrite distribution and disorder during directional solidification of Pb-Sb alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 33 A, (11), p. 3499-3510, 2002.
- Hull, F. C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. *Welding Journal*, v. 52, (5), pp. 193s-203s, 1973.
- Hwang, J. D.; Lin, H. J.; Hwang, W. S.; Hu, C. T. Numerical simulation of metal flow and heat transfer during twin roll strip casting. *ISIJ International*, v. 35, (2), pp. 170-177, 1995.
- Ibañez, R. A. P.; Soares, G. D. A.; Almeida, L. H.; Le May, I. Effects of Si content on the microstructure of modified-HP austenitic steels. *Materials Characterization*, v. 30, pp. 243-249, 1993.
- Johnson, T. P.; Dowson, A. L.; Ward, R. M. The determination of macrosegregation patterns in Fe, Ni and Ti-base alloys by glow discharge optical emission spectroscopy. *Scripta Materialia*, v. 39, (6), pp. 783-789, 1998.
- Kajitani, T.; Drezet, J. -M.; Rappaz, M. Numerical simulation of deformation-induced segregation in continuous casting of steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32A, (7), pp. 1479-1491, 2001.
- Kappes, H. A new steelmaking concept at Saldanha. *La Revue de Métallurgie-CIT*, (7-8), pp. 897-904, 2000

- Kaspar, R.; Flüß, P. Laboratory simulation of the direct rolling of steel. *Steel Research*, v. 62, (11), pp. 501-506, 1991.
- Kaspar, R.; Zentara, N.; Herman, J. C. Direct charging of thin slabs of a Ti-microalloyed low carbon steel for cold forming. *Steel Research*, v. 65, (7), pp. 279-283, 1994.
- Kim, Y.; Farouk, B.; Keverian, J. A mathematical model for thermal analysis of thin strip casting of low carbon steel. *Journal of Engineering for Industry*, v. 113, (2), pp. 53-58, 1991.
- Korchynsky, M. New steels for new mills. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, (28), pp. 40-45, 1999.
- Kothe, D.; Kruger, B.; Pleschiutschigg, F. P.; Spangenberg, M.; Caesar, C. ISP thin slab casting and rolling concept for economical processing of quality products. *SEAFISI Quarterly*, (4), pp. 27-42, 1995.
- Kou, S.; Le, Y. The effect of quenching on the solidification structure and transformation behavior of stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 13 A, (7), pp. 1141-1152, 1982.
- Kraft, T.; Chang, Y. A. Discussion of effect of dendrite arm coarsening on microsegregation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 29 A, (9), pp. 2447-2450, 1998.
- Löser, W.; Thiem, S.; Jurisch, M. Solidification modeling of microstructure in near-net-shape casting of steels. *Materials Science and Engineering A*, (173), pp. 323-326, 1993.
- Martins, L. F.; Plaut, R. L.; Padilha, A. F. Effect of carbon on the cold-worked state and annealing behavior of two 18wt%Cr-8%Ni austenitic stainless steels. *ISIJ International*, v. 38, (6), pp. 572-579, 1998.

- Mellon A. A.; Kurley, A.; Flick, A.; Holleis, G. Thin slab casting at ARMCO Mansfield steel operations. *Steelmaking Conference Proceedings*, 1995, pp. 39-44.
- Mellon A. A.; Kurley, A.; Flick, A.; Holleis, G. Initial results of thin slab casting and direct rolling at ARMCO Mansfield. *Steel Times International*, (11), pp. 9-14, 1995.
- Meroni, U.; Carboni, A.; Donini, E.; Sirk, A.; Borsi, R. Flexible thin slab rolling: a new challenge to improve production mix and quality. *SEAISI Quarterly*, (4), pp. 57-65, 1995.
- M'Hamdi, M.; Combeau, H.; Lesout, G. Modelling of heat transfer coupled with columnar dendritic growth in continuous casting of steel. *International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow*, v. 9, (3), pp. 296-317, 1999.
- Miettinen, J. Mathematical simulation of interdendritic solidification of low-alloyed and stainless steels. *Metallurgical transactions A*, v. 23A, (4), pp. 1155-1170, 1992.
- Miettinen, J. Thermodynamic-kinetic simulation of constrained dendrite growth in steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 31B, (4), pp. 365-379, 2000.
- Nam, H.; Park, H.; Yoon, J. K. Numerical analysis of fluid flow and heat transfer in the funnel type mold of a thin slab caster. *ISIJ International*, v. 40, (9), pp. 886-892, 2000.
- Nyström, R.; Reichelt, W.; Dubke, M. Strip casting experiences at MEFOS. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v. 29, pp. 93-100, 2000.
- Padilha, A. F.; Guedes, L. C. *Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutural e propriedades*. São Paulo, Hemus, 1994, 170 p.
- Padilha, A. F.; Rios, P. R. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. *ISIJ International*, v. 42, (4), pp. 325-337, 2002.

- Palmiere, W.; Santos, R. G. O desenvolvimento do lingotamento contínuo de placas e tiras finas. *53º Congresso Anual da ABM*, 1998, pp 459-470.
- Palmiere, W. *Otimização e aplicação de um sistema de simulação física no estudo dos efeitos da deformação com núcleo líquido na obtenção de placas finas*. Campinas, Unicamp, 2001, 118 p. Tese (Doutorado).
- Park, J. S.; Ajmal, M.; Priestner, R. Tensile properties of simulated thin slab cast and direct rolled low-carbon steel microalloyed with Nb, V and Ti. *ISIJ International*, v. 40, (4), pp. 380-385, 2000.
- Pleschiutchnigg, F. P.; Krüger, B.; Meyer, P.; Gosio, G.; Siegers, U.; Gursgen, H. G. The I.S.P. technology, short production line for hot strips and plates. *La Revue de Métallurgie – CIT*, pp. 547-561, 1992.
- Pryds, N. H.; Huang, X. The effect of cooling rate on the microstructures formed during solidification of ferritic steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 31 A, (12), pp. 3155-3166, 2000.
- Rajasekhar, K.; Harendranath, C. S.; Raman, R.; Kulkarni, S. D. Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color metallographic and electron microprobe analysis study. *Materials Characterization*, v. 38, pp. 53-65, 1997.
- Rizzo, E. M. S.; Santos, R. G. Análise numérica e experimental de alguns efeitos da aplicação de deformação plástica a uma liga durante a sua solidificação. *53º Congresso Anual da ABM*, 1998, pp. 165-179.
- Rizzo, E. M. S. *Desenvolvimento de um modelo computacional para análise de fenômenos simultâneos de solidificação e de deformação plástica de ligas metálicas*. Campinas, Unicamp, 1999, 260 p. Tese (Doutorado).

- Samarasekera, I. V.; Brimacombe, J. K. Evolution or revolution? – a new era in billet casting. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v. 38, (5), pp. 347-362, 1999.
- Shibata, S.; Watanabe, T. The effect of the surface on grain boundary migration in austenitic stainless steel weld metal. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32 A, (6), pp. 1453-1458, 2001.
- Shibuya, K.; Ozawa, M. Strip casting techniques for steel. *ISIJ International*, v. 31, (7), pp. 661-668, 1991.
- Sobral, M. D. C. *Tratamento termomecânico de placas finas de aço microligado*. Campinas, Unicamp, 2000, 85 p. Dissertação (Mestrado),
- Sucre, Y. R.; Iost, A.; Vogt, J. B.; Najjar, D.; Chumlyakov, Y. I. Mechanical properties of austenitic stainless steel single crystals: influence of nitrogen and hydrogen content. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 31 A, (1), pp. 153-161, 2000.
- Suutala, N. Effect of manganese and nitrogen on the solidification mode in austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 13 A, (12), pp. 2121-2130, 1982.
- Suutala, N. Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 14, (2), pp. 191-197, 1983.
- Suutala, N.; Takalo, T.; Moision, T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 10 A, (4), pp. 512-514, 1979a.
- Suutala, N.; Takalo, T.; Moision, T. Single-phase ferritic solidification mode in austenitic-ferritic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 10 A, (8), pp. 1183-1190, 1979b.

- Suutala, N.; Takalo, T.; Moio, T. Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 11 A, (5), pp. 717-725, 1980.
- Takalo, T.; Suutala, N.; Moio, T. Influence of ferrite content on its morphology in some austenitic weld metals. *Metallurgical Transactions A*, v. 7 A, (10), pp. 1591-1592, 1976.
- Takalo, T.; Suutala, N.; Moio, T. Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 10 A, (8), pp. 1173-1181, 1979.
- Thiem, S.; Löser, W. Reanalysis of solidification behaviour from the microstructure in near-net-shape casting of steels. *Steel Research*, v. 63, (7), pp. 291-296, 1992.
- Thiem, S.; Löser, W.; Jurisch, M. Solidification modeling of microstructure in twin-roller thin strip casting of stainless steel. *Steel Research*, v. 64, (6), pp. 307-312, 1993.
- Thomas, B. G.; Huang, X.; Sussman, R. C. Simulation of argon gas flow effects in a continuous slab caster. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 25 B, (8), pp. 527-547, 1994.
- Thomas, B. G.; Zhang, L. Mathematical modeling of fluid flow in continuous casting. *ISIJ International*, v. 41, (10), pp. 1181-1193, 2001.
- Vander Voort, G. F. The metallography of stainless steels. *JOM*, (3), pp. 6-11, 1989.
- Vitek, J. M.; Dasgupta, A.; David, S. A. Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. *Metallurgical Transactions A*, v. 14 A, (9), pp. 1883-1841, 1983.
- Wünnenberg, K. 10th Mannesmann Continuous Casting Conference. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 22, (5), pp. 346-348, 1995.
- Wünnenberg, K.; Schwerdtfeger, K. Principles in thin slab casting. *I&SM*, pp. 25-31, 1995.

Yamanaka, A.; Kumakura, S.; Okamura, K.; Kanazawa, T.; Murakami, T.; Oka, M.; Takeuchi, I.; Watanabe, T. Thin slab casting with liquid core reduction. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 26, (6), pp. 457-462, 1999.

Zou, J.; Tseng, A. A. Microscopic modeling of fundamental phase transformations in continuous casting of steel. *Metallurgical Transactions A*, v. 23A, (2), pp. 457-467, 1992.