

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
(PPGEM)

**CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS DE SOLIDIFICAÇÃO E  
FORMAÇÃO ESTRUTURAL DE AÇOS ESPECIAIS PRODUZIDOS PELO  
PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO**

VIVIANE LOPES DA SILVA GSCHWENTER

Dissertação para a obtenção do título de

Mestre em Engenharia

Porto Alegre (RS)

2009

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL**

**Escola de Engenharia**

**Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de  
Materiais (PPGEM)**

**CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS DE SOLIDIFICAÇÃO E  
FORMAÇÃO ESTRUTURAL DE AÇOS ESPECIAIS PRODUZIDOS PELO  
PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO**

VIVIANE LOPES DA SILVA GSCHWENTER

Engenheiro Civil e de Segurança do Trabalho

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), como parte dos requisitos para a obtenção de título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre (RS)

2009

Este trabalho foi julgado como adequado como qualificação para dissertação de mestrado em Engenharia, área de concentração em Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim Junior (PPGEM – UFRGS)

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Antônio Cezar Faria Vilela (UFRGS - PPGEM).

Dr. Eng. Carlos Raimundo Frick Ferreira (UFRGS - LAFUN).

Prof<sup>a</sup> Dr<sup>a</sup> Eleani Maria da Costa (PUCRS - PGETEMA).

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coordenador do PPGEM

Dedico este trabalho aos meus pais **Carlos Roberto Gschwenter** e **Eliane Gschwenter** cujo amor permite manter minha perseverança e principalmente ao meu namorado **Carlos Alexandre** pelo constante incentivo e confiança para a realização deste trabalho.

## AGRADECIMENTOS

Meus sinceros agradecimentos a todos que colaboraram na elaboração deste trabalho.

Ao professor Dr. Jaime Alvares Spim Junior pela orientação, dedicação, esforço e confiança depositada.

Ao professor Dr. Carlos Alexandre dos Santos pelo apoio, dedicação e paciência.

Ao colega e amigo Msc. Eng. Vinicius Karlinski de Barcellos por suas valiosas observações e apoio durante a realização dos experimentos.

Ao colega e amigo Eng. Régis Fabiano do Amaral pelo apoio e incentivo no início desta jornada.

A todos os bolsistas do Laboratório de Fundição da UFRGS, pelas proveitosas discussões.

Aos funcionários do Laboratório de Fundição da UFRGS e do Centro de Tecnologia (CT), em especial Alessandra, Isabel e Gerson, pela amizade e apoio em todos os momentos.

Ao CNPq pela bolsa e pela verba destinada ao projeto que permitiram o desenvolvimento desse trabalho.

Aos meus queridos familiares pela paciência e incentivo aos estudos.

"Alles entwickelt sich; es gibt keine ewige Realitäten: so wie auch keine absoluten Wahrheiten"

(Tudo evolui; não há realidades eternas: tal como não há verdades absolutas)

Friedrich Nietzsche

(1844-1900)

## SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	VII
LISTA DE FIGURAS.....	IX
LISTA DE TABELAS.....	XII
LISTA DE SÍMBOLOS.....	XIII
RESUMO.....	XV
ABSTRACT.....	XVI
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Lingotamento Contínuo de Aços.....	4
3.2 Solidificação de Aços.....	6
3.2.1 Formação Macroestrutural.....	9
3.2.1.1 Zona Coquilhada.....	10
3.2.1.2 Zona Colunar.....	10
3.2.1.3 Zona Equiaxial.....	11
3.2.1.4 Transição Colunar-equiaxial.....	12
3.2.1.5 Critérios para Transição Colunar-Equiaxial.....	14
3.2.2 Espaçamento Dendrítico Secundário.....	18
3.3 Software para Simulação do Processo.....	21
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	24
4.1 Seleção dos Aços.....	25
4.2 Corte e Usinagem das Amostras.....	27
4.3 Preparação Metalográfica para Macrografia.....	27
4.3.1 Preparação Metalográfica.....	27
4.3.2 Metodologia para Análise da Macroestrutura.....	28
4.4 Preparação Metalográfica para Micrografia.....	29
4.4.1 Corte das Amostras.....	29
4.4.2 Preparação Metalográfica.....	30
4.4.3 Metodologia para Análise da Microestrutura.....	30
4.5 Simulações com o Software InALC.....	31
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	33
5.1 Determinação da Transição Colunar-Equiaxial.....	34
5.2 Determinação dos Espaçamentos Dendríticos Secundários.....	40
5.3 Comparações entre EDS experimentais e Taxas de resfriamento simuladas.....	50
6 CONCLUSÕES.....	61
7 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS.....	65

8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	66
---	----------------------------------	----



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Representação esquemática da fabricação de aços por lingotamento contínuo (Adaptado de <a href="http://www.gerdau.com.br">www.gerdau.com.br</a> ). .....	2
Figura 3.1. Esquema da máquina de lingotamento contínuo (Adaptado de Santos, 2006).....	4
Figura 3.2. (a) Detalhe da região de transformação peritética do diagrama Fe-C (Adaptado de Durand-Charre,2003), (b) Esquema da transformação peritética (Adaptado de Garcia, 2001).....	7
Figura 3.3.: Desenho representativo com as estruturas coquilhada, colunar e equiaxial. (Adaptado de ASM Handbook-Metallogaphic) .....	9
Figura 3.4.: Formação da Zona Coquilhada e início da formação da Zona Colunar. (Adaptado de Garcia 2001)	10
Figura 3.5. Variação dos tipos de estruturas formadas durante processo de solidificação de um composto orgânico CBr <sub>4</sub> : a) Celular, b) transição celular/dendrítica e c) dendrítica (Garcia,2001) .....	19
Figura 3.6. (a) formação dendrítica na zona colunar, (b) formação dendrítica na zona equiaxial (MEV-aços especiais-gentilmente cedido pelo Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos). .....	19
Figura 3.7. Tela software InALC+ com gráficos.....	22
Figura 3.8. Tela do software InALC+ com gráficos e esboço de perfil de solidificação.....	23
Figura 4.1. Fluxograma resumido da metodologia experimental. ....	24
Figura 4.2. Fotografia de um dos blocos. ....	27
Figura 4.3. Esquema de corte e retífica. ....	27
Figura 4.4. Esquema representativo da técnica utilizada para avaliar os comprimentos das zonas colunares (início da TCE).....	28
Figura 4.5. Tamanho das amostras para análise micrográfica retiradas em função da área. ....	29
Figura 4.6. Ilustração da retirada de amostra e regiões de análise da estrutura dendrítica (dividida em 7 regiões-referente a uma amostra de 150mm).....	29
Figura 4.7. (a) Esquema representativo da técnica utilizada para quantificar os espaçamentos dendríticos secundários baseado em Rocha (2003) (b) Micrografia 60X.....	30
Figura 4.8. Tela do InALC com simulação em andamento-gráficos de Gradiente x Distância e Temperatura x. Distância .....	31
Figura 4.9. Ampliação de parte da tela do InALC com aumento e indicação dos valores para determinação das taxas. ....	32
Figura 5.1: Ilustração da retirada de amostra e regiões de análise da estrutura dendrítica (seção 150mm).....	33
Figura 5.2.: Macrografia e metodologia de medida do início da TCE para um aço de seção 150mm (Aço 150_011CE).....	34
Figura 5.3.: Macrografia e metodologia de medida do início da TCE para um aço de seção 180mm (Aço 180_011CE).....	35
Figura 5.4. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE-Aço 150_006.....	36

Figura 5.5. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE-Aço 150_011.....	36
Figura 5.6. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE-Aço 150_039.....	37
Figura 5.7. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 180_011. ....	37
Figura 5.8. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 180_036. ....	37
Figura 5.9. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 180_042. ....	37
Figura 5.10. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 240_011. ....	37
Figura 5.11. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 240_033. ....	37
Figura 5.12. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 240_048. ....	38
Figura 5.13. Taxa de resfriamento para valores de início de TCE médio para cada aço. ....	38
Figura 5.14. Taxa de resfriamento para valores de início de TCE para aços com 0,11%Ce <sub>q</sub> . ....	39
Figura 5.15. Micrografias das diferentes regiões para os aços de seção 150mm.....	41
Figura 5.16: Espaçamento secundário experimental para a amostra 150_006. ....	42
Figura 5.17: Espaçamento secundário experimental para a amostra 150_011. ....	42
Figura 5.18: Espaçamento secundário experimental para a amostra 150_039. ....	42
Figura 5.19: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – 150mm. ....	42
Figura 5.20. Micrografias das diferentes regiões para os aços de seção 180mm.....	44
Figura 5.21: Espaçamento secundário experimental para a amostra 180_011. ....	45
Figura 5.22: Espaçamento secundário experimental para a amostra 180_036. ....	45
Figura 5.23: Espaçamento secundário experimental para a amostra 180_042. ....	45
Figura 5.24: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – 180mm ....	45
Figura 5.25. Micrografias das diferentes regiões para os aços de seção 240mm.....	47
Figura 5.26: Espaçamento secundário experimental para a amostra 240_011. ....	48
Figura 5.27: Espaçamento secundário experimental para a amostra 240_033. ....	48
Figura 5.28: Espaçamento secundário experimental para a amostra 240_048. ....	48
Figura 5.29: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – 240mm ....	48
Figura 5.30: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – Aço 0,11%Ce <sub>q</sub> em diferentes seções. .....	49
Figura 5.31: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – Aço em torno de 0,40%Ce <sub>q</sub> em diferentes seções. ....	50
Figura 5.32: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 150_006.	51
Figura 5.33: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 150_011.	51

Figura 5.34: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 150_039.52	
Figura 5.35: Variação dos espaçamentos secundários experimentais com as taxas de resfriamento simuladas – 150mm. ....	52
Figura 5.36.:Comparativo equações experimentais e equação da literatura para seção 150mm. ....	53
Figura 5.37: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 180_011.54	
Figura 5.38: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 180_036.54	
Figura 5.39: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 180_042.55	
Figura 5.40: Variação dos espaçamentos secundários experimentais com as taxas de resfriamento simuladas – 180mm. ....	55
Figura 5.41.: Comparativo equações experimentais e equação da literatura para seção 180mm. ....	56
Figura 5.42: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 240_011.57	
Figura 5.43: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 240_033.57	
Figura 5.44: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 240_048.58	
Figura 5.45: Variação dos espaçamentos secundários experimentais com as taxas de resfriamento simuladas – 240mm. ....	58
Figura 5.46.: Comparativo equações experimentais e equação da literatura para seção 240mm. ....	59
Figura 5.47: Comparativo dos EDS com as taxas de resfriamento simuladas – Aços com 0,11% Ceq. ....	60
Figura 5.48: Comparativo dos EDS com as taxas de resfriamento simuladas – Aços com aproximadamente 0,40% Ceq.....	60

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 3.1. Regiões de Resfriamento e Parâmetros de Transferência de calor no LC. ....	5
Tabela 3.2. Influência dos elementos de liga nos aços. ....	7
Tabela 3.3. Fatores que influenciam na transição colunar-equiaxial. ....	15
Tabela 3.4. Equações experimentais de espaçamento dendrítico secundário. ....	20
Tabela 3.5. Fatores que influenciam no espaçamento dendrítico secundário. ....	21
Tabela 4.1. Identificação dos aços com as respectivas composições químicas. ....	26
Tabela 4.2. Características dos aços e parâmetros operacionais de lingotamento. ....	26
Tabela 5.1. Posições de início de TCE. ....	36

## LISTA DE SÍMBOLOS

- $C_0$  - composição da liga (% em peso)
- $C_{eq}$  - carbono equivalente
- $D$  - coeficiente de difusão no líquido ( $m^2/s$ )
- EDS – espaçamento dendrítico secundário
- $G$  – gradiente de temperatura na interface (K/m)
- $G_L$  – gradiente de temperatura à frente da interface líquidus (K/mm)
- $K$  – temperatura- (Kelvin)
- $k$  – coeficiente de distribuição do soluto
- $L$  – distância centro a centro das ramificações secundárias ( $\mu m$ )
- LC – lingotamento contínuo
- MEV – microscopia eletrônica de varredura
- $m$  - inclinação da linha *liquidus* (K / % em peso)
- $P$  – distância da superfície ao centro do tarugo.
- $P_L$  – posição de passagem da isoterma *liquidus*
- $T$  – temperatura ( $^{\circ}C$ )
- $t$  – tempo (s)
- TCE – transição colunar-equiaxial
- $T_S$  – temperatura *solidus*
- $T_L$  – temperatura *liquidus*
- $\dot{T}$  - taxa de resfriamento
- $\dot{T}_L$  - taxa de resfriamento do líquido
- $\dot{T}_C$  - taxa de resfriamento crítica
- $V$  – velocidade de crescimento na frente colunar (m/s)
- $V_L$  – velocidade de avanço da isoterma *liquidus*

$\lambda_2$  – espaçamento dendrítico secundário

$\Delta T_C$  - super-resfriamento na frente colunar (K)

$\Delta T_N$  - super-resfriamento efetivo nos sítios de nucleação (K)

$\Gamma$  - coeficiente de Gibbs-Thomson (K m)

## RESUMO

O presente estudo teve como objetivo a obtenção de equações empíricas permitindo a correlação da morfologia estrutural de aços com os parâmetros de solidificação: variação dos espaçamentos dendríticos secundários com a posição ( $\lambda_2 \times P$ ) e variação dos espaçamentos dendríticos secundários com as taxas de resfriamento ( $\lambda_2 \times \dot{T}$ ), como também o desenvolvimento de uma metodologia para determinação do início de transição colunar-equiaxial e sua relação com a seção e composição química do aço. Para isso foram utilizadas técnicas de metalografia e um sistema de aquisição de imagens para a análise de macro e microestrutura (transição colunar-equiaxial, espaçamentos dendríticos secundários), de aços especiais obtidos por lingotamento contínuo. Foram selecionadas amostras retiradas de lingotes com três diferentes seções: 150x150mm, 180x180mm e 240x240 mm, englobando aços com diferentes valores de carbono equivalente, totalizando nove qualidades analisadas. Simulações foram geradas empregando um software do lingotamento contínuo (InALC), obtendo-se resultados das condições de solidificação em relação a taxas de resfriamento ( $\dot{T}$ ), para os parâmetros operacionais (composição química, velocidades e temperaturas de lingotamento). As equações dos parâmetros microestruturais obtidas experimentalmente foram implementadas no software InALC+, permitindo simulações também com previsão estrutural para os aços analisados. Pode-se concluir que o aumento da seção proporcionou maiores zonas colunares, independente da composição química dos aços, e que para um teor de carbono equivalente de 0,11% $C_{eq}$  observou-se uma relação direta e linear entre os valores de início de TCE, tamanho da seção e taxa de resfriamento. As equações para EDS em função da distância para aços com valores de  $C_{eq}$  iguais apresentaram maiores valores na seção de 240 mm e 180 mm, seguidos pela seção de 150 mm. Nas equações de EDS em função da taxa de resfriamento simulada para aços com valores de  $C_{eq}$  iguais a 0,11% $C_{eq}$ , os maiores valores de EDS ocorrem na seção 150mm, seguido pela seção 240mm e 180mm. Na comparação dos aços com valores de carbono equivalente em torno de 0,40% $C_{eq}$ , o valor de EDS apresentou um aumento em função do aumento das seções. Em comparação a aços de mesma seção, as equações apresentaram um aumento do valor de EDS em função do aumento do  $C_{eq}$ .

**Palavras-Chave:** lingotamento contínuo, solidificação, macroestrutura, microestrutura, simulação

**ABSTRACT**

CORRELATION BETWEEN SOLIDIFICATIONS PARAMETERS AND STRUCTURE FORMATION OF THE SPECIAL STEELS PRODUCED BY CONTINUOUS CASTING PROCESS.

The objective of this study was to obtain empirical equations permitting the relationships between as-cast structural morphology and solidification conditions: variation of the secondary dendrite arm spacings with positions ( $\lambda_2 \times P$ ), variation of the secondary dendrite arm spacings with cooling rates ( $\lambda_2 \times \dot{T}$ ), as well as to develop a methodology to determine the start of the columnar-equiaxed transition and its correlation with mold section and chemical composition of the steel. Metallographic techniques and image acquisition system were used to analyze both macrostructures and microstructures (columnar-equiaxed transition and secondary dendrite arm spacings) of special steels produced by continuous casting. Transversal specimens were cut from the solidified ingots with different sections: 150x150mm, 180x180mm e 240x240mm, and with different equivalent carbon, totalizing nine steel types. Based on a heat transfer and solidification mathematical model of the continuous casting process (InALC+), results have been developed correlating the cooling rates as a function of operational parameters (chemical composition, casting speed and casting temperature). The correlation of these expressions with experimental equations relating dendrite spacings and columnar-equiaxed transition were implemented into the InALC+ software, providing an insight into the preview of structural characteristics for special steels. It can be concluded that the increasing of the section lead to bigger columnar zones, independent of the chemical compositions of the steels, and for 0.11%Ce<sub>q</sub> it was observed a direct and linear relation between the initial of the columnar-equiaxed transition, strand section and cooling rate. The expressions for SDAS in function of the distance for steels with equals Ce<sub>q</sub> presented bigger values for 240 and 180 mm, followed by 150 mm. In the expressions for SDAS in function of the simulated cooling rate for steels with 0.11%Ce<sub>q</sub> the bigger values were observed to 150 mm followed by 240 and 180 mm. In the comparison between the steels with 0.40% Ce<sub>q</sub> the SDAS values presented an increase in function of the increase of the section. For the same section the expression presented an increase in the SDAS value in function of the increase of the Ce<sub>q</sub>.

**Key-words:** Continuous casting of steel, solidification, microstructure, simulation.



## 1 INTRODUÇÃO

A produção de aço é um forte indicador do estágio de desenvolvimento econômico de um país. Seu consumo cresce proporcionalmente à construção de edifícios, execução de obras, instalação de meios de comunicação e produção de equipamentos. Este material já se tornou corriqueiro no cotidiano, mas fabricá-lo exige técnica que deve ser renovada, através da pesquisa, visando sempre custos mais baixos e qualidade superior. Com uma participação industrial de 90%, o processo de lingotamento contínuo (LC) tornou-se a tecnologia dominante na fabricação de aço especialmente onde é necessário lingotar grandes quantidades rapidamente (IBS, 2009).

No caso de aços especiais obtidos pelo processo de lingotamento contínuo, o estudo da formação da estrutura de solidificação torna-se fator determinante para garantia de qualidade do produto final.

A estrutura decorrente da solidificação dos metais e suas ligas determina as propriedades do objeto, seja este uma peça de fundição próxima a forma final ou tarugos, lingotes e placas, que passarão por etapas de tratamentos termomecânicos subsequentes. Esta mesma estrutura formada pode ser considerada, de uma maneira geral, um registro da evolução térmica que ocorre durante a solidificação.

Desta forma as macro e microestruturas resultantes da solidificação são o registro do histórico térmico do sistema metal/molde no lingotamento contínuo, e acabam por determinar as características do produto (tarugos, blocos e chapas) durante as etapas de pós-processamento (laminação, trefilação, forjamento, tratamentos térmicos). Neste sentido, a morfologia da macroestrutura, a transição colunar equiaxial, o tamanho de grão, a quantidade e distribuição das fases, a macro e microsegregação, os espaçamentos dendríticos, as inclusões não metálicas, entre outros, determinam as propriedades do produto final.

Diversos modelos matemáticos têm sido desenvolvidos atualmente para reproduzir as condições de solidificação e o comportamento térmico do processo de lingotamento contínuo (Garcia, 2004). O objetivo é de investigar a transferência de calor e buscar relações com defeitos que são gerados durante a solidificação do aço no molde, buscando melhorias no processo produtivo que tornem possível um aumento na produtividade e qualidade final do tarugo produzido. A utilização de ferramentas computacionais, como sistemas de monitoramento e simulação numérica da solidificação, são extremamente úteis e já são uma realidade atualmente. A modelagem matemática do processo oferece a possibilidade da

simulação de diferentes condições operacionais, até que um conjunto ótimo de ajustes do equipamento seja alcançado, tornando-se uma importante ferramenta na previsão de ocorrência de defeitos nos produtos finais.

A Figura 1.1 apresenta um esquema das principais etapas empregadas na produção de aços por lingotamento contínuo a partir da sucata metálica, aonde a sucata e o ferro gusa são introduzidos no forno elétrico juntamente com correções de ligas, logo após passam ao forno panela, aonde também podem ser feitas correções com ligas e seguem se necessário ao degaseificador e em seguida seguem a panela do processo de lingotamento contínuo.

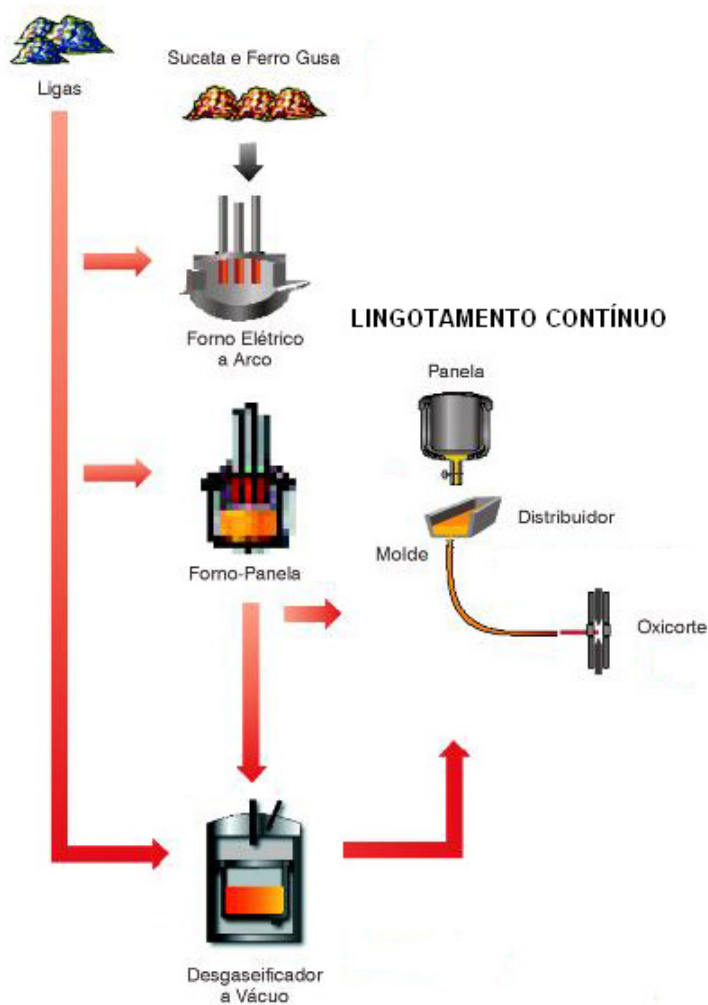


Figura 1.1. Representação esquemática da fabricação de aços por lingotamento contínuo (Adaptado de [www.gerdau.com.br](http://www.gerdau.com.br)).

## 2 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho foram a obtenção de equações empíricas que correlacionam a morfologia estrutural dos aços no que diz respeito aos espaçamentos dendríticos secundários com as taxas de resfriamento durante a solidificação, obtendo-se expressões do tipo:  $(\lambda_2 \times P)$  e  $(\lambda_2 \times \dot{T})$ , como também o desenvolvimento de uma metodologia para determinação do início de transição colunar-equiaxial e sua relação com a seção e composição química do aço.

Os objetivos específicos desse trabalho foram:

- Observação e análise através de microscópio óptico das macroestruturas formadas, bem como início da transição colunar equiaxial;
- Observação e análise através de microscópio óptico das microestruturas formadas, analisando especificamente o espaçamento dendrítico secundário;
- Obtenção de valores de taxas críticas para início de TCE;
- Obtenção de equações da variação do  $\lambda_2 \times P$ ;
- Verificar a influência da variável térmica de solidificação  $\dot{T}_L$  obtida via simulação com software InALC+ na formação de estruturas e na TCE;
- Obtenção de expressões que correlacionam as variáveis térmicas de solidificação com parâmetros de estrutura.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Lingotamento Contínuo de Aços

O processo de lingotamento contínuo constitui-se na obtenção de produtos semi-acabados, obtidos a partir do vazamento contínuo de aço líquido através de um molde vazado, por meio da extração de calor imposta ao mesmo. Esta forma geométrica assumida, definida pelo molde, pode ser um tarugo, um bloco, uma placa ou ainda um perfil.

A solidificação do aço no processo é obtida basicamente por meio da extração de calor em três etapas bastante distintas: a primeira é efetuada no molde de cobre com refrigeração a água, no chamado resfriamento primário, na segunda etapa a extração de calor é realizada por *sprays* que borrifam água ou mistura de água e ar sobre a superfície do tarugo, no chamado resfriamento secundário, e a terceira e última etapa de resfriamento realiza-se diretamente pelo ar na chamada região de radiação livre. Um desenho esquemático de uma máquina de lingotamento contínuo, destacando as três etapas acima citadas, é mostrado na Figura 3.1.

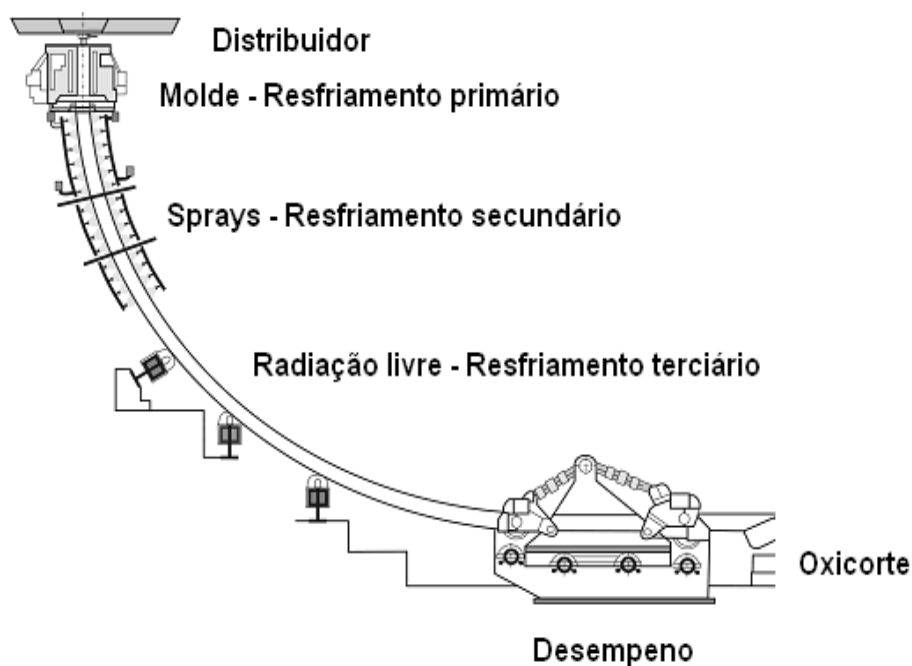


Figura 3.1. Esquema da máquina de lingotamento contínuo (Adaptado de Santos, 2006).

Conforme descrito por Janik (Janik et all, 2004) durante a solidificação, a casca solidificada sofre variações térmicas e mecânicas, que causam defeitos nos produtos

produzidos. O processo de transformação sólido/líquido pode ser considerado como um problema de transferência de calor, com taxas de resfriamento inerentes aos processos controlados pelas resistências térmicas existentes na interface líquido/sólido. A abordagem correta destas resistências térmicas, juntamente com a liberação de calor gerado na transformação da fase líquida para a fase sólida, constitui pontos essenciais em qualquer análise quantitativa do processo de solidificação.

A evolução da solidificação dos aços está estreitamente ligada à transferência de calor que o mesmo sofre a partir do momento em que é vazado no molde. O exame desta transferência térmica revela que parte da energia envolvida é diretamente transferida ao meio ambiente (radiação e convecção), enquanto outra parcela é momentaneamente absorvida pelo molde (condução), a Tabela 3.1 apresenta as regiões de resfriamento e os parâmetros de transferência de calor envolvidos no processo de lingotamento contínuo.

Tabela 3.1. Regiões de Resfriamento e Parâmetros de Transferência de calor no LC.

REGIÃO DE RESFRIAMENTO	TRANSFERÊNCIA DE CALOR	PARÂMETROS
RESFRIAMENTO PRIMÁRIO	Primeira etapa de solidificação; Casca sólida funciona como barreira para transferência de calor; No metal líquido a convecção elimina gradientes térmicos, mantendo homogeneidade da temperatura.	Temperatura de Vazamento; Taxa de Resfriamento; Composição Química; Velocidade de Lingotamento;
RESFRIAMENTO SECUNDÁRIO	Segunda etapa de solidificação; Resfriamento com água e ar.	Vazão Água de Refrigeração; Velocidade de Lingotamento; Comprimento da Zona de Chuveiros
RESFRIAMENTO TERCIÁRIO	Transferência de calor para o meio ambiente (radiação) e por contato com os rolos extratores (condução)	Transferência de calor é regida por Coeficiente de Transferência de calor Global.

Fonte: Adaptado de Garcia (2006)

### 3.2 Solidificação de Aços

O processo de solidificação dos aços no lingotamento contínuo inicia-se na superfície interna do molde, na região próxima à superfície do aço líquido no topo do molde, denominada menisco. As condições de transferência de calor nesta região, bem como ao longo do molde e após a saída deste irão influenciar as variáveis de solidificação e a conseqüente formação estrutural dos lingotes.

Entre os diversos parâmetros que afetam a transferência de calor nos aços pode-se destacar a composição química dos mesmos, a qual os classificam em diferentes tipos e para diferentes aplicações (Wolf, 1997).

A composição química é uma das propriedades pela qual os aços podem ser caracterizados. Nos aços, o teor de carbono situa-se entre 0,008 e 2,0 % e o teor dos elementos de liga são dosados de acordo com a finalidade a que se destina cada tipo de aço, entre os diversos tipos de aços estão os chamados aços especiais que englobam os aços de construção mecânica, aços ferramenta e aços inoxidáveis.

Analisando a solidificação de um aço do tipo peritético utilizando o diagrama de fases do sistema Fe-C (Figura 3.2a), observa-se a transformação peritética à aproximadamente 1395°C para um teor de carbono de 0,17%. Resfriando-se a partir do líquido, tem-se a formação dos primeiros sólidos de ferrita- $\delta$  com morfologia dendrítica ao se atingir a temperatura *liquidus* ( $T_L$ ), e como este sólido apresenta menor solubilidade do carbono, ocorre rejeição deste para o líquido ao redor. Com o progresso da solidificação, aumenta-se a quantidade de sólido formado com conseqüente enriquecimento de carbono no líquido remanescente, e ao atingir a temperatura de 1395 °C, a fase sólida de ferrita- $\delta$  e o líquido restante se transformam diretamente na fase austenita- $\gamma$  (Figura 3.2b). Para os aços ao carbono com teores entre 0,09 e 0,17% C, o caminho de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de ferrita- $\delta$  seguida pelo aumento desta durante o resfriamento até a temperatura peritética, onde o líquido com teor de 0,53%C e uma parcela da ferrita- $\delta$  se transformam em austenita- $\gamma$  (transformação peritética). Continuando com o resfriamento, toda a ferrita- $\delta$  se transformará em austenita- $\gamma$ . Já para os aços com teores entre 0,17 e 0,53%C, o início da solidificação ocorre da mesma forma que para os aços descritos anteriormente, sendo que a principal diferença é observada para temperaturas abaixo da temperatura peritética,

apresentando uma estrutura constituída da fase sólida austenita- $\gamma$  e líquido. Com a adição de elementos de liga, estas transformações sofrem modificações, alterando normalmente suas composições das fases e temperaturas de transformação (Durand-Charre, 2003).

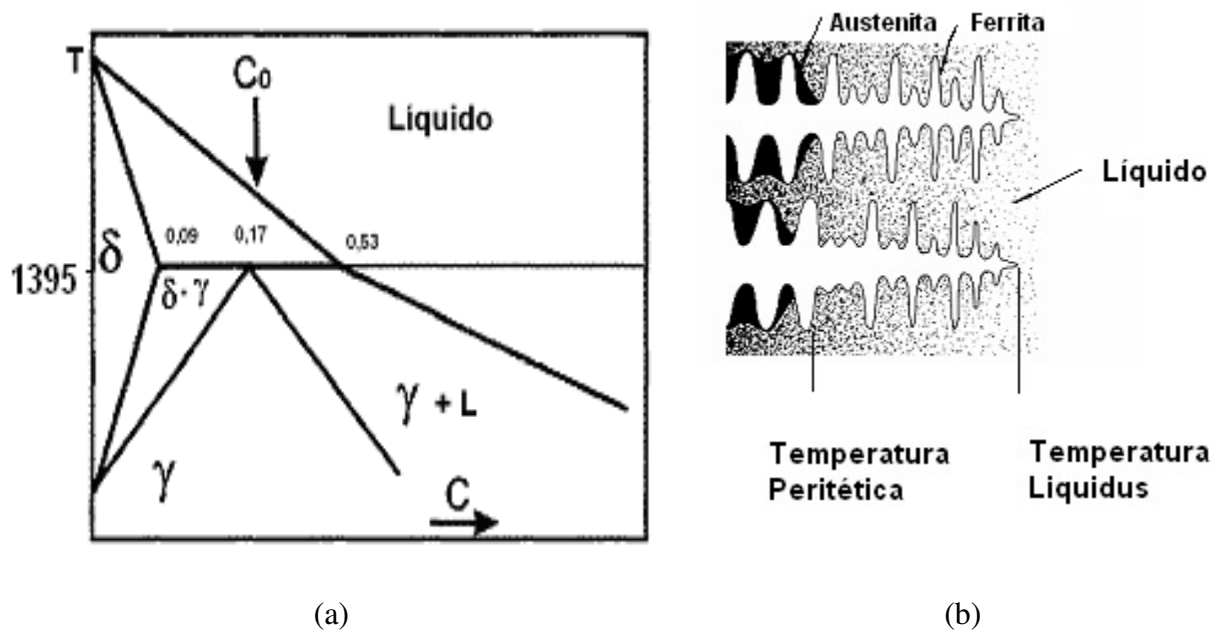


Figura 3.2. (a) Detalhe da região de transformação peritética do diagrama Fe-C (Adaptado de Durand-Charre,2003), (b) Esquema da transformação peritética (Adaptado de Garcia, 2001).

A influência dos principais elementos de liga adicionados aos aços especiais podem ser resumidas segundo Tabela 3.2.

Tabela 3.2. Influência dos elementos de liga nos aços.

Elementos de liga	Influência
Cr - Cromo	Aumenta a resistência à corrosão e ao desgaste, além suportar altas temperaturas, estabilizador da ferrita.
Mn - Manganês	Elimina S, endurecedor e desoxidante, estabilizador da austenita.
Mo - Molibdênio	Aumenta a temperatura de crescimento da austenita, elimina a fragilidade do revenido, eleva a dureza e fluência, estabilizador da ferrita.
Ni - Níquel	Aumenta a resistência e tenacidade, elimina carbonetos, estabilizador da austenita.
Si - Silício	Elimina carbonetos, desoxidante, melhora resistência à corrosão e resistência mecânica,estabilizador da ferrita.
S - Enxofre	Melhora usinabilidade.

Fonte:Adaptado de Silva, 2006.

Na solidificação no lingotamento contínuo, os valores de velocidade de início de solidificação ( $V_L$ ) e gradiente térmico no líquido à frente da interface de solidificação ( $G_L$ ), e conseqüentemente as taxas de resfriamento, variam continuamente ao longo do processo, e são interdependentes, caracterizando uma condição transitória de extração de calor.

A velocidade de início de solidificação refere-se ao deslocamento da interface pastoso/líquido ( $P_L$ ) com relação ao tempo. Com obtenção da função  $P_L=f(t_L)$ , a velocidade do deslocamento da interface pastoso/líquido é determinada por meio da por meio dessa função, Equação (3.1). Ao longo do processo de solidificação ocorre a diminuição de  $V_L$  para as posições mais afastadas da superfície do lingote. Tal fato pode ser explicado em função do crescente aumento da resistência térmica da camada solidificada com a evolução do processo de solidificação, bem como pela modificação no comportamento da interface do metal quando no molde, e nas outras zonas de resfriamento (Rocha, 2003).

$$V_L = \frac{dP_L}{dt_L} \quad (3.1)$$

onde:  $V_L$  = Velocidade da início de solidificação [mm/s],

$dP_L$  = Posição de passagem da isoterma *liquidus* [mm],

$dt_L$  = Intervalo de tempo entre a passagem da isoterma liquidus em duas posições consecutivas [s].

O gradiente térmico no líquido à frente da interface é a diferença de temperatura que existe entre a fronteira pastoso/líquido e o metal líquido logo a frente dessa interface. Em processos de solidificação direcional a existência de elevados gradientes térmicos favorece a formação de grão colunares (Garcia, 2001). Um gradiente térmico médio pode ser determinado através da diferença de temperatura entre dois pontos, relacionada com a distância desses pontos, de acordo com a Equação (3.2).

$$G_L = \frac{dT}{dP} \quad (3.2)$$

onde:  $G_L$  = Gradiente térmico no líquido [°C/mm],

$dT$  = Variação de temperatura [°C],



dP = Diferença de posição [mm].

A taxa de resfriamento no momento de início da solidificação para um determinado ponto é dada pela relação da temperatura em função do tempo, ou seja, quanto calor está sendo extraído do metal em um determinado instante do processo de solidificação. Ela pode ser determinada pelo produto da velocidade de solidificação com o gradiente térmico, Equação (3.3).

$$\dot{T}_L = V_L \cdot G_L \quad (3.3)$$

onde:  $\dot{T}_L$  = Taxa de resfriamento no início de solidificação [°C/s].

### 3.2.1 Formação Macroestrutural

A macroestrutura pode apresentar-se com grãos totalmente colunares, totalmente equiaxiais ou a mistura destas duas estruturas. A presença das duas estruturas, juntamente com fatores como a composição química da liga e as condições de solidificação leva a formação de uma Zona de transição colunar-equiaxial, onde grãos equiaxiais nucleiam e crescem no líquido à frente da interface colunar de crescimento (Garcia, 2005). A Figura 3.3 representa uma macroestrutura com a mistura das duas estruturas. Segundo o autor, entre os principais fatores que influenciam na transição colunar-equiaxial, pode-se destacar a composição química do aço, o superaquecimento do metal líquido, as condições de transferência de calor na interface metal/molde, a presença de correntes convectivas no metal líquido, a velocidade de solidificação, os gradientes térmicos e as taxas de resfriamento no sistema metal/molde.

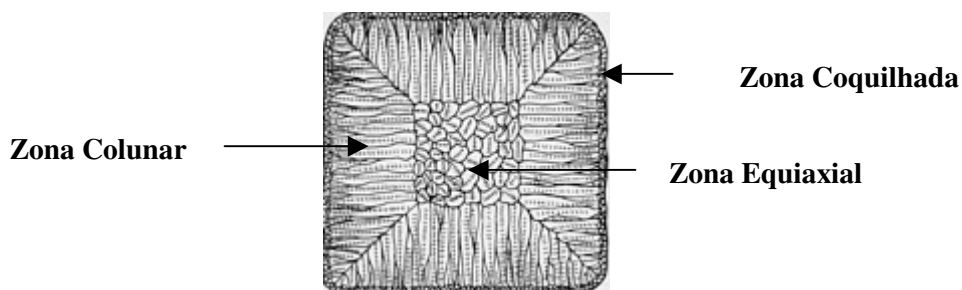


Figura 3.3.: Desenho representativo com as estruturas coquilhada, colunar e equiaxial. (Adaptado de ASM Handbook-Metallographic)

### 3.2.1.1 Zona Coquilhada

O metal líquido quando vertido em um molde, a porção do metal líquido que entra em contato com as paredes frias deste molde é rapidamente super-resfriada. Nessa fina camada de líquido super-resfriado ocorre uma alta nucleação dos grãos cristalinos com orientação aleatória. Essa camada de pequenos grãos é denominada de zona coquilhada, seu tamanho depende de uma série de fatores dentre os quais pode-se citar as propriedades termofísicas do material do molde, o coeficiente de transferência de calor metal/molde, e a temperatura de vazamento do metal líquido. Analisando-se ainda o mesmo vazamento e após o surgimento de uma primeira casca sólida, os únicos grãos que se desenvolverão serão aqueles que estarão crescendo a partir das paredes do molde e em direção ao líquido. Desses grãos, aqueles que tiverem direções de crescimento mais coincidentes com a direção de extração de calor, ou seja, perpendicularmente à parede do molde, crescerão de forma seletiva porque a direção preferencial de crescimento dendrítico é próxima dessa direção. Os grãos que não tiverem direções favoráveis de crescimento serão bloqueados e impedidos de continuarem a crescer, originando uma região denominada de zona colunar (Garcia, 2001). A Figura 3.4 representa o crescimento dos os grãos da zona coquilhada e o início da formação da zona colunar.

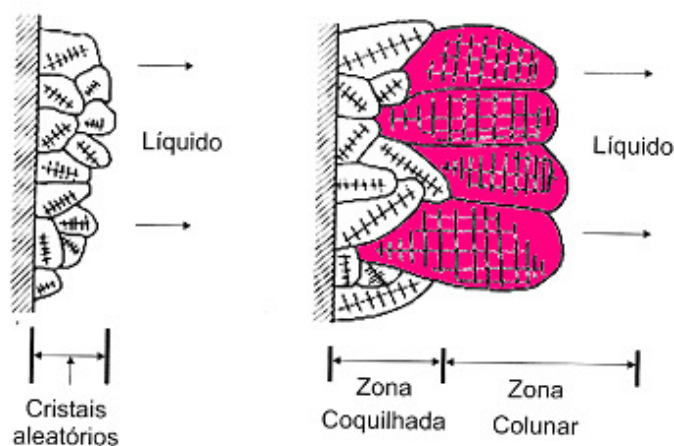


Figura 3.4.: Formação da Zona Coquilhada e início da formação da Zona Colunar. (Adaptado de Garcia 2001)

### 3.2.1.2 Zona Colunar

A Zona colunar é composta por grãos alongados que crescem a partir dos grãos coquilhados, esta mudança na forma deve-se ao fato de que os grãos coquilhados têm um

crescimento competitivo e unidirecional, desta forma o crescimento dos grãos acontece em direção à extração de calor.

De acordo com Müller (2002) os grãos colunares estão mais presentes em situações em que existem gradientes térmicos elevados, como por exemplo os existentes no lingotamento contínuo. Quanto maior a taxa de resfriamento imposta ao sistema é visível um aumento do comprimento da zona colunar e uma diminuição do diâmetro destes grãos.

### 3.2.1.3 Zona Equiaxial

De acordo com Garcia (2001) o crescimento dos grãos colunares em direção ao centro do lingote continua enquanto o calor é progressivamente retirado por condução através do sólido e conduzido ao molde. Por outro lado, o líquido na região central do lingote também pode tornar-se super-resfriado tanto por efeito térmico quanto constitucional, e isso ocorrendo qualquer embrião de sólido que surgir pode crescer aleatoriamente, na forma de cristais conhecidos como equiaxiais. Dessa forma, o crescimento da zona colunar pode ser bloqueado pela formação de uma zona equiaxial central. Os núcleos geradores dos grãos equiaxiais têm várias origens, mas só podem crescer após o líquido atingir nas regiões centrais temperaturas abaixo da *liquidus*.

Uma primeira maneira com que os grãos se formam é sobrevivência de cristais coquilhados e ramificações dendríticas que se rompem e que são trazidas pela ação convectiva até os centro dos lingotes.

Uma segunda maneira é a origem dos cristais equiaxiais nas dendritas da zona colunar. O crescimento dendrítico é acompanhado de um gradiente de concentração de soluto, ou seja, para  $k < 1$  a primeira porção de sólido formado tem menor concentração de soluto do que as que se sucedem, o que provoca uma menor concentração de soluto no centro da ramificação e que vai crescendo progressivamente. Essa heterogeneidade química pode levar à refusão de ramificações dendríticas laterais. As porções do cristal que têm concentrações de soluto mais elevadas, têm também temperatura *liquidus* mais baixas, o que pode facilitar a refusão localizada. A ramificação dendrítica principal cresce rejeitando soluto ao seu redor, de tal forma que, quando as ramificações laterais surgem, elas crescem em contato com um líquido de elevada concentração de soluto e cujo grau de super-resfriamento é até superior àquele verificado no líquido situado na ponta da ramificação principal. As ramificações laterais são inicialmente muito finas e crescem muito rapidamente e são também mais ricas em soluto do

que a ramificação principal. Uma vez ultrapassada a camada de líquido enriquecido de soluto, a velocidade de crescimento dessas ramificações laterais diminui e tem início o fenômeno de engrossamento desses braços dendríticos, que podem ficar ligados à ramificação principal por uma seção menos espessa e que tem concentração de soluto maior que a ramificação principal. O calor latente liberado nessas regiões de junção das ramificações pode ser suficiente para aquecer o líquido acima da temperatura *liquidus* dessas seções mais finas o que permite sua refusão e a separação da ramificação lateral do corpo da dendrita. Os cristais destacados dessa forma podem ser transportados por convecção e se constituírem em sementes geradoras da zona equiaxial.

Um terceiro possível mecanismo consiste na formação de cristais equiaxiais a partir de núcleos formados na superfície superior do lingote. O líquido em contato com o meio ambiente perde calor por radiação e fica super-resfriado termicamente permitindo a nucleação de pequenos cristais, que decantam caso tenham maior densidade do que o líquido. Esses cristais continuam a crescer à medida que o líquido continua o seu processo de resfriamento.

Alguns fatores podem favorecer a sobrevivência das ramificações dendríticas que foram destacadas do crescimento colunar e os cristais coquilhados arrastados pelas correntes de convecção e, conseqüente aumentar o tamanho da zona equiaxial, quais sejam:

Baixos superaquecimentos – valores elevados favorecem a refusão dos cristais e ramificações;

Ligas de grandes intervalos de solidificação – maiores intervalos de solidificação, ou qualquer outro fator que provoque um distanciamento entre as pontas e as raízes das dendritas, induzem um maior comprimento dendrítico e ficam mais sujeitas as fragmentações.

Molde de difusividade de calor mais baixa – como por exemplo a areia que quando comparada a moldes metálicos induz gradientes térmicos menores na zona pastosa, favorecendo o crescimento de dendritas mais longas. Movimento convectivo intenso – a ação das correntes convectivas contribui na fragmentação das ramificações dendríticas (Garcia 2001).

#### 3.2.1.4 Transição Colunar-equiaxial

A transição colunar-equiaxial (TCE) na macroestrutura de ligas metálicas fundidas tem fascinado pesquisadores na área de solidificação há mais de 50 anos. A ocorrência da transição colunar-equiaxial é usualmente esperada quando o avanço da frente colunar é

bloqueada por grãos equiaxiais que crescem à frente do líquido constitucional super resfriado das dendritas colunares (Beckermann, 2006).

A determinação da região em que ocorre a TCE é importante para o planejamento do processo de fabricação e para que se possa projetar as propriedades mecânicas do produto (Goulart, 2005).

Diversos trabalhos encontrados na literatura estudam a correlação entre a Transição colunar-equiaxial com as condições de solidificação impostas ao sistema metal/molde de uma liga metálica. Mahapatra e Weinberg (Mahapatra 1987) estudaram a solidificação unidirecional vertical ascendente de ligas do sistema Sn-Pb, analisando as variáveis térmicas envolvidas no processo e as morfologias macroestruturais de vários lingotes de diferentes composições químicas, verificaram que o comprimento da zona colunar aumenta com a diminuição do teor de soluto da liga e com o aumento do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde ( $h_i$ ). Para o cálculo dos parâmetros de solidificação, como velocidade, gradientes e taxas de resfriamento, foi utilizado um modelo matemático de transferência de calor e solidificação. No caso das ligas Sn-5 % Pb, Sn-10 % Pb e Sn-15 % Pb (% em peso), os autores encontraram os valores críticos de gradiente térmico no líquido à frente da interface pastoso-líquido, a partir dos quais prevalece o crescimento colunar, de 0,101 °C/mm, 0,108 °C/mm e 0,126 °C/mm, respectivamente.

Experimentos com solidificação unidirecional em ligas de Al-Si foram realizados por Gandin (Gandin 2000) em um molde cilíndrico constituído de paredes laterais e superior feitas com materiais cerâmicos com alta capacidade de isolamento térmico. A parte inferior do molde foi fechada com um disco fino de nitreto de alumínio que possui alta condutividade térmica. O metal foi levado a manter contato com uma chapa de cobre refrigerada a água através do disco de nitreto de alumínio, e assim iniciando a solidificação unidirecional.

A partir dos resultados obtidos, ele constata que a velocidade na ponta da dendrita colunar primeiro aumenta, e depois diminui como resultado da interação do crescimento da interface com o fluxo de calor. Ele propõe que a posição correspondente à máxima velocidade da interface deve coincidir com a transição colunar equiaxial, o que se localizaria próximo de dois terços do comprimento do lingote.

Outro modelo para prever a TCE foi proposto por Wang e Beckermann (Wang 1994) para as ligas dos sistemas Al-Cu e Sn-Pb solidificados unidirecionalmente. O modelo é baseado em uma aproximação multi-fásica da transferência de calor e massa com previsão da nucleação, crescimento e morfologia dos grãos. Os autores compararam seus resultados

teóricos com resultados experimentais dos trabalhos de Mahapatra e Weinberg (Mahapatra 1987) e Ziv e Weinberg (Ziv 1989).

Recentemente Garcia e colaboradores desenvolveram uma programação experimental que envolvia a correlação de variáveis térmicas durante a solidificação com a posição de transição do crescimento colunar para equiaxial para ligas dos sistemas Al-Cu, Sn-Pb, Al-Si, Al-Ni e Al-Sn. Em seus estudos utilizaram um sistema experimental de solidificação unidirecional vertical, ascendente e descendente, e propuseram um critério de ocorrência da transição colunar-equiaxial que envolve tanto a velocidade de crescimento quanto o gradiente térmico, caracterizados por meio da taxa de resfriamento da isoterma *liquidus*. Concluíram que o crescimento colunar prevalece para taxas de resfriamento maiores do que um valor crítico, e que este depende apenas do sistema binário. Spinelli e colaboradores (Spinelli, 2004) observaram que para o caso de solidificação unidirecional de ligas do Sistema Sn-Pb, o critério das taxas críticas correlatadas com a transição colunar-equiaxial é válido, salvo restrições a ocorrência de taxas da ordem de 0,03 K/s, onde a convecção do banho metálico pode intensificar um empilhamento de grão equiaxiais provindos de braços dendríticos fracionados, o que pode ocasionar a antecipação da ocorrência da transição colunar-equiaxial. Observaram também que o comprimento da zona colunar aumenta com a diminuição da quantidade de soluto do sistema binário. Siqueira, Cheung e Garcia (Siqueira, 2002) estudaram as ligas dos sistemas Al-Cu e Sn-Pb, e constataram que para o caso das ligas Al-Cu, a transição ocorre para um valor de taxa de resfriamento crítica de 0,2 K/s, e de 0,01 K/s para as ligas do sistema Sn-Pb. Canté e colaboradores (Canté, 2007) analisaram experimentalmente a transição colunar-equiaxial para ligas Al-Ni e Al-Sn, encontrando valores críticos para as taxas de resfriamento entre 0,16 K/s e 0,31 K/s, respectivamente, que independem da concentração de soluto na faixa hipoeutética desses sistemas.

Poole e Weinberg (Poole, 1998) desenvolveram um trabalho experimental de solidificação horizontal unidirecional para observação da transição colunar-equiaxial em aços inoxidáveis. Para tanto, utilizaram um forno de aquecimento indutivo e amostras cilíndricas de 25 mm de diâmetro e 300 mm de comprimento monitoradas com termopares no metal e no molde. Concluíram que o comprimento da zona colunar diminui progressivamente com o aumento da velocidade de solidificação para o caso de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, com teor de carbono inferior a 0,085 % em massa.

### 3.2.1.5 Critérios para Transição Colunar-Equiaxial

A literatura mostra indicações de que a competição entre esses dois tipos de crescimento é fundamentalmente governada pelas condições do sistema metal/molde, tais como: composição da liga, densidade de núcleos no volume de metal líquido, difusividade de calor do material do molde, aquecimento do molde, coeficiente de transferência de calor da interface metal molde e convecção do metal líquido. A quantificação dessa transição exige uma investigação mais aprofundada dos mecanismos físicos envolvidos.

Os principais fatores que influenciam na transição colunar-equiaxial podem ser resumidos na Tabela 3.3.

Tabela 3.3. Fatores que influenciam na transição colunar-equiaxial.

Fatores	Favorecem	Dificultam
Teor de soluto	Maiores teores de soluto na liga atua no sentido de favorecer a TCE.	Menores teores de soluto (ligas diluídas) favorecem o crescimento colunar.
Superaquecimento	Menores superaquecimentos favorecem a formação da estrutura equiaxial.	Superaquecimentos maiores, quando não impedem completamente a formação de zona equiaxial, podem retardar a TCE aumentando dessa forma o comprimento da zona colunar.
Extração de calor na interface metal/meio de resfriamento	Menor extração de calor aproxima a TCE.	Maior extração de calor influi retardando a TCE.
Taxa de resfriamento	Taxas de resfriamento menores aproximam a TCE.	Taxas de resfriamento mais elevadas favorecem o aumento da zona colunar.
Aquecimento do molde	Menores aquecimentos aproximam a TCE.	Maiores aquecimentos favorecem o crescimento colunar

Fonte: Adaptado de Garcia (2001).

Flood e Hunt (S.C. Flood, 1988), apresentaram um modelo para a transição colunar-equiaxial baseado em expressões analíticas em relação a gradientes térmicos, velocidade de solidificação, composição química e parâmetros de nucleação.

Segundo esse modelo, se a distância média de crescimento da dendrita colunar for maior que o diâmetro do grão equiaxial, haveria suficiente direcionalidade para determinar parcialmente o crescimento colunar. As expressões sínteses desse modelo são dadas pelas Equações 3.4, 3.5, 3.6 e 3.7:

Estrutura completamente colunar:

$$G_L > 0,617(100N_o)^{1/3} \left[ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_C)^3} \right] \Delta T_C \quad (3.4)$$

Estrutura completamente equiaxial

$$G_L < 0,617(N_o)^{1/3} \left[ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_C)^3} \right] \Delta T_C \quad (3.6)$$

sendo: G: gradiente de temperatura na interface (K/m)

$N_o$ : densidade dos sítios de nucleação ( $1/m^3$ )

$\Delta T_C$ : super-resfriamento na frente colunar (K)

$\Delta T_N$ : super-resfriamento efetivo nos sítios de nucleação (K)

V: velocidade de crescimento da frente colunar (m/s)

$C_o$ : composição da liga (% em massa)

Sendo  $\Delta T_C$  dado por:

$$\Delta T_C = \left[ -8\Gamma m \left( 1 - k \right) \frac{C_o v}{D} \right]^{1/2} \quad (3.7)$$

sendo:  $\Gamma$  = coeficiente de Gibbs-Thomson (K m)

k = coeficiente de distribuição de soluto

D = coeficiente de difusão no líquido ( $m^2/s$ )

m = inclinação da linha *liquidus* (K / % em massa)

Siqueira (Siqueira, Cheung et al. 2003) propõem um critério de transição envolvendo tanto a velocidade de crescimento quanto o gradiente térmico, através da taxa de resfriamento da isoterma *liquidus* ( $\dot{T}_L$ ), onde o crescimento colunar prevaleceria ao longo do lingote para taxas de resfriamento maiores do que um valor crítico que só dependeria do sistema binário. A análise dos resultados experimentais de solidificação unidirecional vertical ascendente com ligas hipoeutéticas dos sistemas Sn-Pb, evidencia que nenhum critério baseado isoladamente ou na velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) ou no gradiente de temperaturas à frente desta isoterma ( $G_L$ ) poderia justificar a ocorrência da transição colunar-equiaxial. Em seus experimentos observaram que essa taxa crítica se manteve próximo de 0,014K/s.



Portanto, o critério para transição colunar-equiaxial baseado numa taxa de resfriamento crítica, dependente apenas do sistema binário de liga, pode também ser aplicado para esse arranjo experimental, diferindo apenas pelo valor nominal da taxa crítica de resfriamento. Dessa forma, o final da zona colunar é abreviado ocorrendo a uma taxa crítica de resfriamento cerca de duas vezes maior que a observada durante a solidificação unidirecional ascendente de ligas hipoeutéticas do sistema Sn-Pb ( $\dot{T}_L = 0,030$  K/s). Os autores realizaram também estudos com ligas do sistema Al-Cu (Siqueira, 2002) e verificaram também variações significativas nos valores de  $V_L$  e  $G_L$  nas posições onde ocorre a transição colunar-equiaxial, em razão das diferentes condições de solidificação impostas nos experimentos. Entretanto, as taxas de resfriamento são bastante próximas, a exemplo do observado para as ligas Sn-Pb. Nesse caso, a taxa crítica de resfriamento, acima da qual ocorre crescimento colunar, é de cerca de 0,2 K/s.

Siqueira Filho (Siqueira Filho 2002) na sua tese de doutorado faz um estudo sobre diversos trabalhos de pesquisa que objetivaram outros modelos de previsão da transição. Esses estudos são resumidos abaixo.

Fredriksson (1986), propõem um critério para a transição colunar-equiaxial baseado na temperatura mínima do volume de líquido à frente da interface colunar. Consideram que os cristais livres são formados nesse líquido assim que esse atinge a temperatura *liquidus*. Inicialmente, esses cristais não têm grande influência sobre a temperatura do líquido por serem ainda muito pequeno e não terem como consequência liberado uma parcela significativa de calor latente. A velocidade inicial de crescimento desses cristais também é baixa, mas a medida que o superesfriamento aumenta, devido à diminuição da temperatura do líquido, a velocidade de crescimento aumenta assim como a área total desses cristais. Como resultado, uma maior quantidade de calor latente é liberada e a temperatura do líquido passa a aumentar novamente, e com esse aumento de temperatura a velocidade de crescimento dos cristais diminui. Nesse ponto, o volume de cristais livres que solidificam por unidade de tempo já é apreciável, mesmo com essa diminuição na velocidade de crescimento. O autor considera que a transição ocorre nesses instantes em que o líquido que vinha se resfriando passa a se aquecer novamente, quando o aumento da convecção provocado por esse aumento de temperatura forçaria o transporte desses cristais para a frente de solidificação onde eles bloqueariam o crescimento colunar.

Suri (1991), estudaram ligas Al-4,5%Cu variando superaquecimentos e taxas de resfriamento. Eles utilizaram coquilhas de cobre e aço inoxidável para induzir a solidificação

unidirecional. A posição da transição colunar/equiaxial, quando existente, foi medida a partir da base do lingote. Os resultados obtidos indicam que a região colunar aumenta progressivamente com o aumento do superaquecimento de 50 para 100°C, sendo que para o aquecimento de 100°C, a estrutura é completamente colunar. O comprimento da zona colunar observado manteve-se constante ao longo da largura do lingote, sendo que para o caso da coquilha de aço inoxidável, o comprimento da zona colunar foi menor. Para cada posição da transição medida, os parâmetros térmicos são determinados por um modelo de simulação computacional de solidificação. Os valores correspondentes de  $G_L$  e  $V_L$  são usados para obter o ponto da transição colunar/equiaxial que, segundo os autores deve ocorrer para  $G_L < 0,74 \cdot V_L^{0,64}$ .

### 3.2.2 Espaçamento Dendrítico Secundário

O desenvolvimento de estruturas dendríticas durante o processo de solidificação é objeto de muitas pesquisas teóricas e experimentais. A comparação entre estruturas resultantes de experimentos de solidificação e modelos teóricos mostram condições complexas existentes na frente de solidificação.

Em condições industriais de lingotamento contínuo, a microestrutura formada está diretamente ligada às modificações da interface sólido/líquido (S/L) que pode passar de interface plana para celulares e dendríticas. Após o processo de nucleação e durante o processo de crescimento, pode ocorrer a instabilidade da interface plana provocada pela segregação de soluto ou solvente, com aumento dos seus teores à frente da interface durante o processo de solidificação. Esse fenômeno de segregação de soluto ou solvente à frente da interface sólido/líquido (S/L), juntamente com condições térmicas favoráveis conduzem ao fenômeno responsável pela instabilidade da interface planar conhecido como super-resfriamento constitucional. Dessa forma, o super-resfriamento constitucional, a velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ), o gradiente de temperaturas ( $G_L$ ) no líquido e o teor de soluto são de extrema importância para as transições microestruturais que ocorrem a partir da interface de solidificação (Rocha, 2003).

A Figura 3.5 mostra a variação dos tipos de estruturas durante a solidificação.

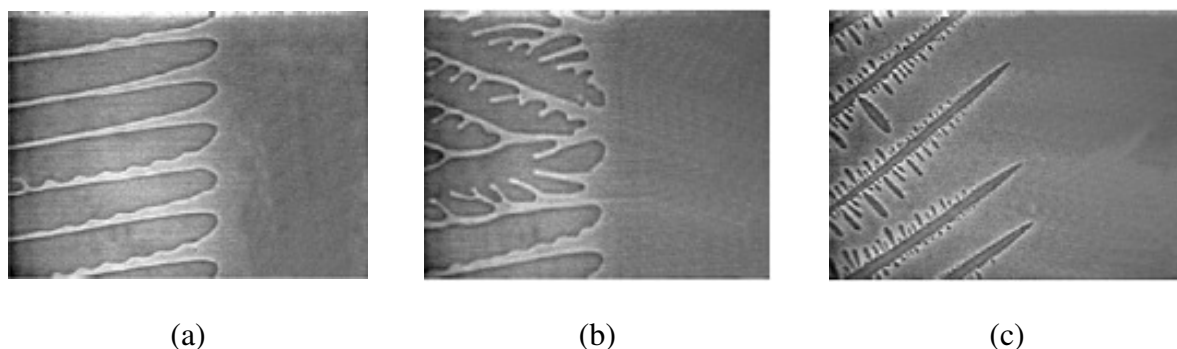


Figura 3.5. Variação dos tipos de estruturas formadas durante processo de solidificação de um composto orgânico  $CBr_4$ : a) Celular, b) transição celular/dendrítica e c) dendrítica (Garcia,2001)

As estruturas dendríticas são muito semelhantes às estruturas de ramificações de árvores, por isso o nome dendritas (do latim *dendron*=árvore). Em função da forma cristalina dos metais, o crescimento do sólido em determinadas direções cristalográficas é favorecido, e a solidificação evoluiu de forma a facilitar o crescimento em regiões bem definidas, formando assim os braços ou ramos de sólidos que avançam para dentro do líquido. Estas estruturas são caracterizadas em função dos espaçamentos entre suas ramificações, sendo denominados: espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ), espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ), e assim sucessivamente. A Figura 3.6 mostra imagens de um aço especial analisado por meio de microscopia eletrônica de varredura, ressaltando a diferença da formação da estrutura dendrítica entre a zona colunar e a equiaxial.

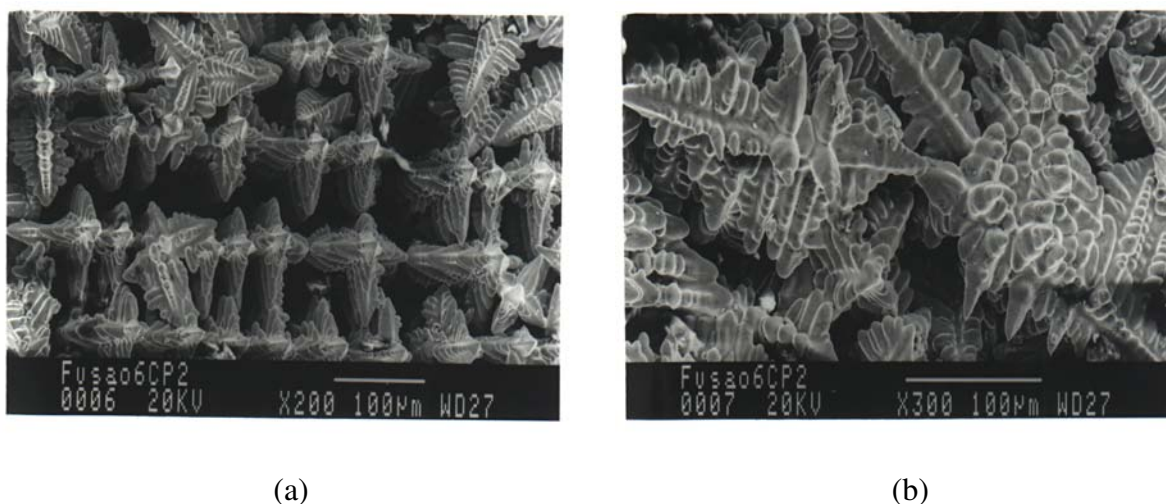


Figura 3.6. (a) formação dendrítica na zona colunar, (b) formação dendrítica na zona equiaxial (MEV-aços especiais-gentilmente cedido pelo Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos).

Mais precisamente, os parâmetros térmicos como taxa de resfriamento ( $\dot{T}_L$ ) [K/s] e tempo local de solidificação ( $t_{sl}$ ) [s], podem ser relacionados diretamente com o espaçamento

dendrítico secundário (EDS ou  $\lambda_2$ ). A Tabela 3.4 apresenta algumas equações experimentais relativas ao espaçamento dendrítico secundário de algumas ligas metálicas .

Tabela 3.4. Equações experimentais de espaçamento dendrítico secundário.

LIGAS (% em peso)	EQUAÇÕES EXPERIMENTAIS $\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ ) ; $t_{sl}$ (s) ; T (K/s)	REFERÊNCIA
Al 4,5% Cu	$\lambda_2 = 7,5 (t_{sl})^{0,39}$	Garcia (2001)
Al-Si	$\lambda_2 = K (t_{sl})^{0,43}$ com K = 11,5 a 15,3	
Fe 0,62 % C	$\lambda_2 = 15,8 (t_{sl})^{0,44}$	
Fe-C (0,14 a 0,88 % C)	$\lambda_2 = 146(\dot{T})^{-0,39}$	
Fe-C (até 0,6 % C)	$\lambda_2 = 145(\dot{T})^{-0,39}$	Wolf (1997)

Garcia e Caram (1995) relatam a possibilidade da determinação do coeficiente de transferência de calor metal/molde ( $h_i$ ) [ $\text{W}/\text{m}^2/\text{K}$ ] através de medidas do  $\lambda_2$  a partir da superfície do lingote e correlação destas medidas com modelos de crescimento dendrítico teóricos ou experimentais (Equações 3.8 e 3.9) e a determinação de  $t_{sl}$  e  $h_i$  em função do tempo.

$$\lambda_2 = K \cdot (t_{sl})^a \quad (3.8)$$

$$\lambda_2 = K \cdot (T)^{-a} \quad (3.9)$$

Cabrera-Marrero (1998) utiliza um modelo de transferência de calor, que prevê a evolução térmica durante a solidificação do aço no processo de LC. O modelo utilizado determina parâmetros como velocidade de solidificação (V) [ $\text{cm}/\text{s}$ ], gradiente na região pastosa (G) [ $\text{K}/\text{mm}$ ] e tempo de solidificação local ( $t_{sl}$ ) [s] em cada ponto do tarugo. Assim, pode-se verificar a dependência da variação dos espaçamentos dendríticos utilizando equações que levam em conta também a composição química, como por exemplo:

$$\lambda_2 = t_{sl} \frac{1}{3} \cdot [70(\%C) + 50(\%Si) - 0,178(\%Mn) - 430(\%Al) + 0,755(\%Ni) - 3,42(\%Cr)] \quad (3.10)$$

Tais equações indicam que C, Si e Ni tendem a aumentar o valor de  $\lambda_2$ , enquanto Al, Mn e Cr afetam de maneira contrária o valor da distância entre os espaçamentos dendríticos.

Atualmente alguns pesquisadores têm estudado algumas ligas, como por exemplo Won e Thomas (2001), que baseados em medidas de diferentes autores propuseram as Equações 3.11 e 3.12, para ligas ferrosas multicomponentes;

$$\lambda_2 = (169,1 - 720,90C)Tr^{-0,4035} \quad \text{para } 0 < C < 0,15 \quad (3.11)$$

sendo :  $Tr$  = taxa de resfriamento em °C/s

$C$  = composição em massa de carbono.

Jaime (2002), a partir de ensaios de solidificação direcional do aço austenítico AISI 316L, estabeleceu uma correlação entre espaçamento secundário e parâmetros de processo de solidificação, segundo a Equação 3.12:

$$\lambda_2 = 5,48t_{sl}^{0,5} \quad (3.12)$$

sendo:  $t_{sl}$  = tempo local de solidificação em s.

Alguns dos principais fatores que influenciam no tamanho dos espaçamentos dendríticos secundários podem ser resumidos na Tabela 3.5.

Tabela 3.5. Fatores que influenciam no espaçamento dendrítico secundário.

Aumentam	Diminuem
Menores teores de soluto.	Maiores teores de soluto.
Menores velocidades de solidificação.	Maiores velocidades de solidificação.
Menores taxas de resfriamento	Maiores taxas de resfriamento

Fonte: Adaptado de Goulart (2005).

### 3.3 Software para Simulação do Processo

O software InALC+ (Inteligência Artificial no Lingotamento Contínuo) é uma programa de simulação da solidificação de aços no processo de lingotamento contínuo. O InALC+ foi desenvolvido pelo Laboratório de Fundição (LAFUN) da UFRGS em conjunto com a GERDAU – Aços Especiais Piratini, localizada na cidade de Charqueadas. Atualmente o InALC+ está sendo utilizado na usina para simulação das condições de resfriamento dos aços durante o lingotamento contínuo.

O InALC+ foi desenvolvido em linguagem de programação C++ trabalhando em plataforma windows, possuindo rotinas que acoplam o modelo matemático do fenômeno de transferência de calor e solidificação com uma base de conhecimentos dos fenômenos que ocorrem no processo. Este programa simula a solidificação de lingotes em forma de tarugos para diferentes qualidades de aço. Desta forma continua sendo estudado e aprimorado com o objetivo de melhorias: nas rotinas numéricas, na análise e interpretação dos dados coletados, nas aferições dos resultados simulados com experimentais, bem como no desenvolvimento de novos módulos. O desenvolvimento do software está descrito no trabalho apresentado na literatura (Barcellos et al, 2006), sendo que algumas telas podem ser observadas nas Figuras 3.7 a 3.8. A Figura 3.7 mostra um exemplo da tela de simulação, onde observa-se gráficos que mostram a evolução da taxa de resfriamento e a espessura da casca solidificada, também mostra atalhos para a visualização de outras telas como a velocidade de solidificação, temperatura superficial e o perfil térmico do molde.

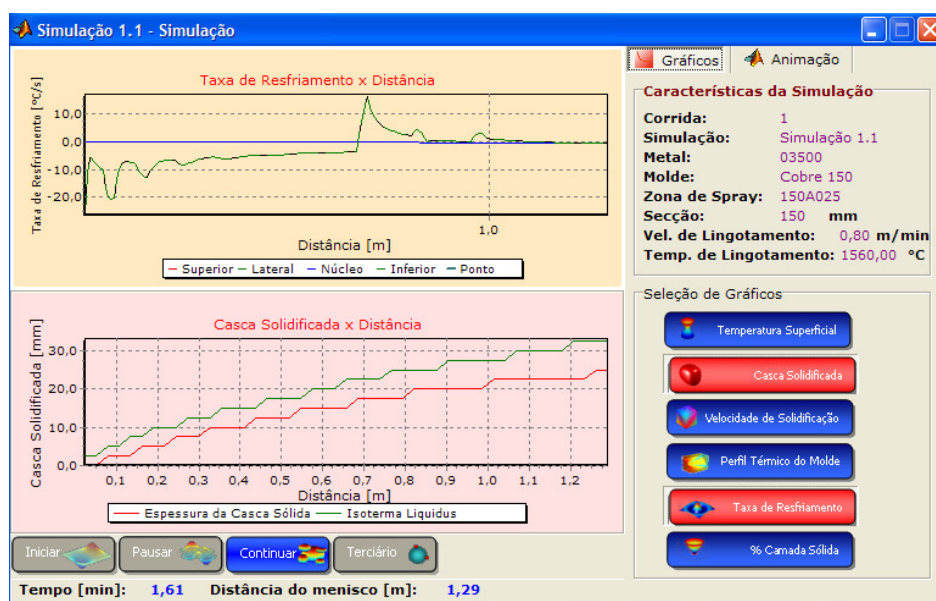


Figura 3.7. Tela software InALC+ com gráficos.

Já a Figura 3.8 mostra além de informações específicas da simulação em andamento um esboço da seção transversal do lingote e a evolução térmica deste na forma de gradientes de cores.

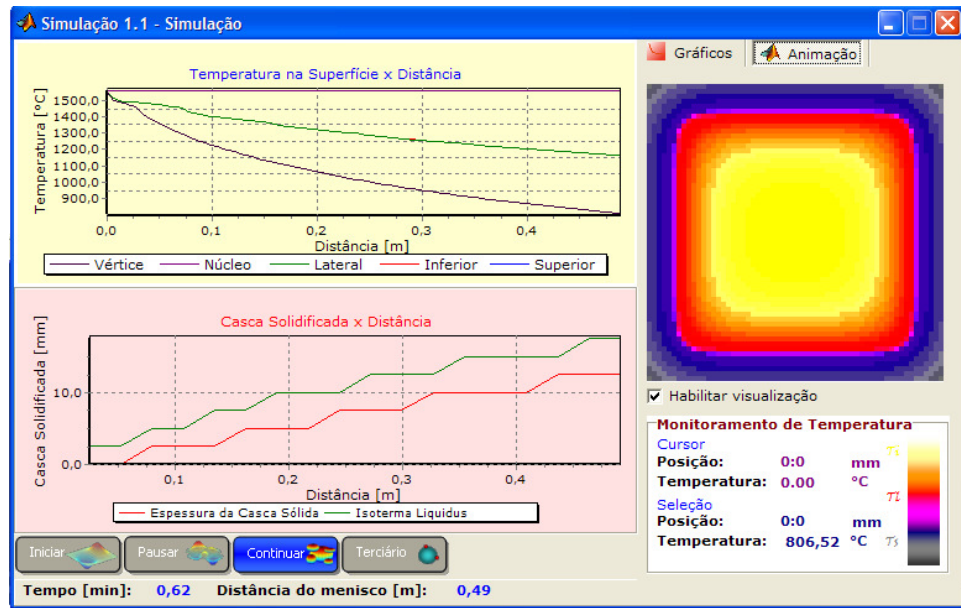


Figura 3.8. Tela do software InALC+ com gráficos e esboço de perfil de solidificação.

O software proporciona ao usuário uma grande interatividade, enquanto os resultados são gerados é possível a visualização de todos os gráficos, e também se necessário é permitido pausar a simulação em um dado momento escolhido e reiniciá-la sem alterar o resultado.

#### 4 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia utilizada neste trabalho se divide em três etapas: a primeira dedica-se ao estudo da macroestrutura, a segunda ao estudo da microestrutura, e por fim a terceira consiste em simulações utilizando o software InALC+. A Figura 4.1 mostra de forma esquemática o fluxograma representativo da metodologia experimental desenvolvida.

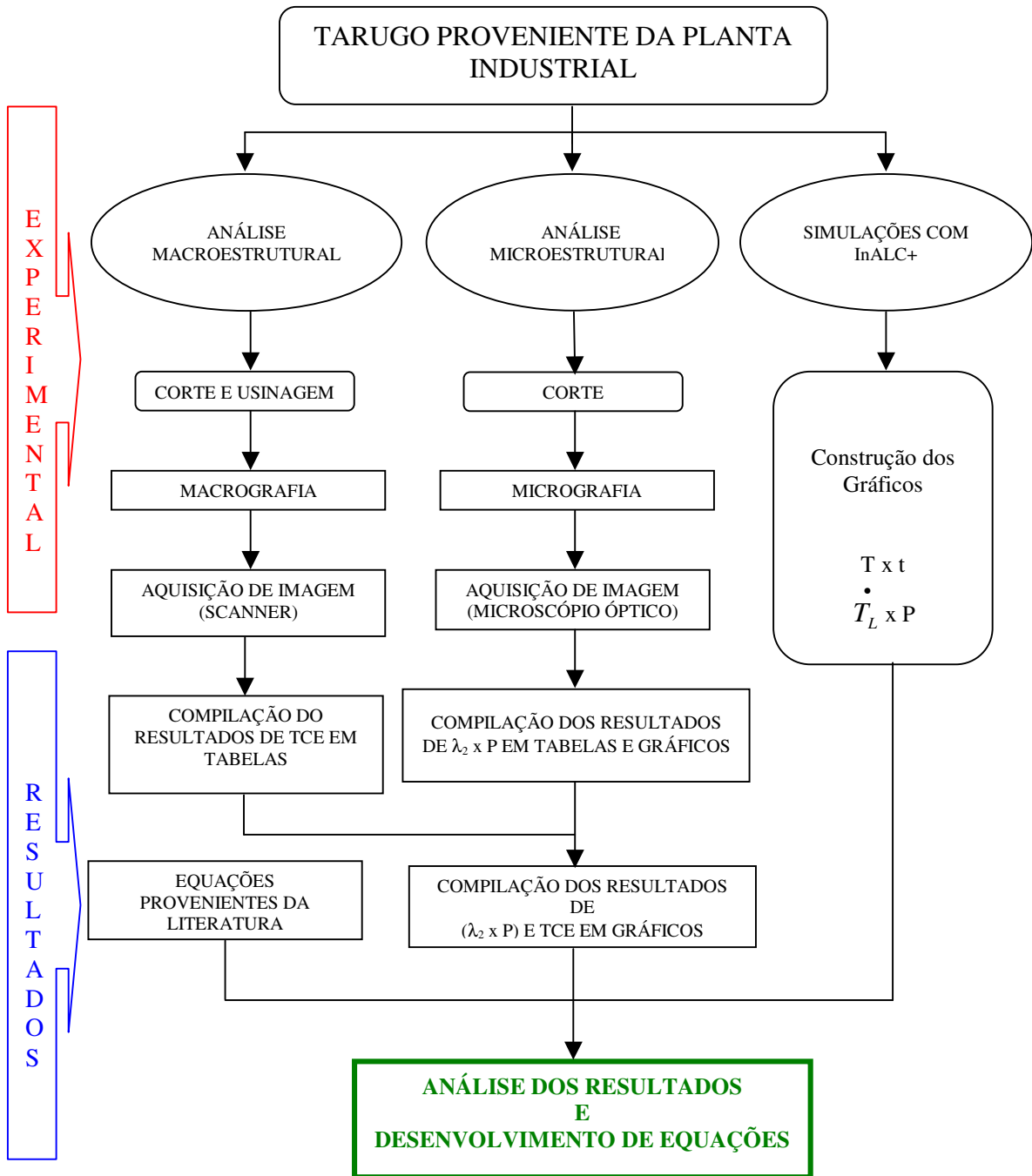


Figura 4.1. Fluxograma resumido da metodologia experimental.



#### 4.1 Seleção dos Aços

Para as análises foram selecionadas nove qualidades de aços especiais, com composições químicas diferentes, de acordo com a Tabela 4.1, sendo retirados blocos dos lingotes para observações macrográficas e micrográficas. As temperaturas de solidificação, Temperatura *Liquidus* ( $T_L$ ) e Temperaturas *Solidus* ( $T_S$ ), como também o Potencial Ferrítico (PF) são parâmetros dependentes da composição química.

A literatura apresenta algumas equações empíricas importantes para se determinar os valores aproximados desses parâmetros. No presente trabalho, as temperaturas *Liquidus* e *Solidus* são calculadas por equações empíricas apresentadas por Thomas et al (Thomas, 1987), respectivamente mostradas pelas Equações (4.1) e (4.2):

Temperatura *Liquidus* ( $T_L$ ):

$$T_L (\text{°C}) = 1537 - 88x(\%C) - 25x(\%S) - 5x(\%Cu) - 8x(\%Si) - 5x(\%Mn) - 2x(\%Mo) - 4x(\%Ni) - 1,5x(\%Cr) - 18x(\%Ti) - 30x(\%P) - 2x(\%V) \quad (4.1)$$

Temperatura *Solidus* ( $T_S$ ):

$$T_S (\text{°C}) = 1535 - 200x(\%C) - 183,9x(\%S) - 12,3x(\%Si) - 6,8x(\%Mn) - 4,3x(\%Ni) - 1,4x(\%Cr) - 4,1x(\%Al) - 124,5x(\%P) \quad (4.2)$$

O Potencial Ferrítico (PF) é calculado pela equação apresentada por Wolf (1991) na Equação (4.3):

$$PF = 2,5 (0,5 - \% C_{eq}) \quad (4.3)$$

O  $PF > 1$  indica um aço hipoperitético, com modo de solidificação ferrítico. Para  $PF < 0$  (valores negativos) trata-se de um aço com solidificação austenítica.  $PF$  entre 0 e 1 é definido como aço peritético, uma mistura de fases  $\delta$  e  $\gamma$  na solidificação.

Wolf (1991) ainda nomeou como Aços Tipo A aqueles com valores de  $PF$  entre 0,85 e 1,05, estes com tendência de formar depressão da casca solidificada. Já os Aços Tipo B foram classificados como aqueles que apresentam  $PF > 1,05$  ou  $PF < 0,85$ , com tendência de agarramento à parede do molde.

O Carbono Equivalente ( $C_{eq}$ ) é calculado usando a Equação (4.4):

$$C_{eq} = \%C + 0,02\% \text{ Mn} - 0,1\% \text{ Si} + 0,04\% \text{ Ni} - 0,04\% \text{ Cr} - 0,1\% \text{ Mo} - 0,7\% \text{ S} \quad (4.4)$$

Na Tabela 4.1 os aços analisados foram identificados de forma seqüencial, divididos por seções 150mm, 180mm e 240mm e classificados em função de seu teor de carbono equivalente. Cada aço é identificado segundo a nomenclatura: XXX\_XXXCE onde os três primeiros algarismos se referem a seção e três seguintes ao teor de carbono equivalente.

Tabela 4.1. Identificação dos aços com as respectivas composições químicas.

Seções(mm)	Aços	Composição Química (%massa)											C <sub>eq</sub>
		C	Cr	Cu	Mn	Mo	Ni	P	Si	S	Ti	V	
150	150_006	0,07	0,06	0,127	1,02	0,024	0,09	0,092	0,01	0,0329	0,002	0,002	<b>0,06</b>
	150_011	0,16	1,04	0,14	1,12	0,04	0,17	0,021	0,23	0,024	0,004	0,003	<b>0,11</b>
	150_039	0,53	0,66	0,13	0,67	0,04	0,11	0,017	1,3	0,007	0,004	0,003	<b>0,39</b>
180	180_011	0,16	1,2	0,127	1,15	0,06	0,23	0,092	0,25	0,01	0,002	0,003	<b>0,11</b>
	180_036	0,38	0,15	0,15	1,41	0,03	0,20	0,024	0,22	0,025	0,002	0,003	<b>0,36</b>
	180_042	0,46	0,14	0,16	0,69	0,02	0,13	0,025	0,23	0,027	0,001	0,002	<b>0,42</b>
240	240_011	0,16	1,23	0,14	1,22	0,063	0,22	0,021	0,26	0,01	0,003	0,002	<b>0,11</b>
	240_033	0,41	1,02	0,17	0,84	0,17	0,15	0,024	0,23	0,027	0,003	0,005	<b>0,33</b>
	240_048	0,51	0,15	0,13	0,97	0,01	0,07	0,018	0,26	0,025	0,001	0,002	<b>0,48</b>

A Tabela 4.2 apresenta as características referentes às temperaturas de solidificação e os principais parâmetros operacionais durante o lingotamento dos aços. Os valores de temperatura e velocidade de lingotamento correspondem aos valores médios ponderados no tempo de 6 medidas realizadas durante o lingotamento de cada aço em unidade industrial. Os aços selecionados não foram lingotados com o agitador eletromagnético do molde ligado.

Tabela 4.2. Características dos aços e parâmetros operacionais de lingotamento.

Seções (mm)	Aços	Superaquecimento (°C)	T <sub>L</sub> (°C)	T <sub>S</sub> (°C)	PF (%)	Tipo Wolf (1991)	Temperatura de Lingotamento (°C)	Velocidade de Lingotamento (m/min)
150	150_006	51	1511	1439	0,91	A	1562	2,00
	150_011	40	1511	1483	0,99	A	1551	2,10
	150_039	41	1473	1403	0,35	B	1514	2,04
180	180_011	33	1510	1485	0,97	A	1543	1,62
	180_036	47	1491	1438	0,19	B	1538	1,41
	180_042	40	1488	1426	0,08	B	1528	1,35
240	240_011	23	1510	1484	0,99	A	1533	1,08
	240_033	36	1490	1433	0,31	B	1526	0,72
	240_048	41	1482	1415	0,05	B	1541	0,74

## 4.2 Corte e Usinagem das Amostras

Os blocos retirados dos lingotes por meio de oxicorte, com comprimentos aproximados de 150mm (Figura 4.2), passaram por um processo de corte por disco abrasivo em sua região central distante pelo menos 50mm das regiões de corte. A fatia central foi novamente cortada em duas fatias com espessuras aproximadas de 5mm e 10mm, sendo posteriormente retificadas em uma de suas superfícies, como indicado na Figura 4.3.



Figura 4.2. Fotografia de um dos blocos.

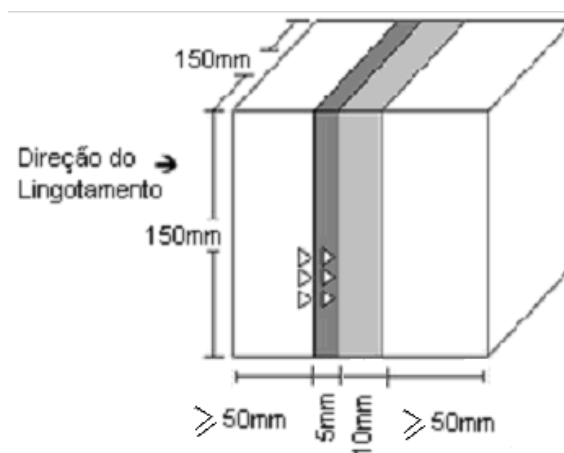


Figura 4.3. Esquema de corte e retífica.

## 4.3 Preparação Metalográfica para Macrografia

### 4.3.1 Preparação Metalográfica

As amostras de 5 mm de espessura foram submetidas a um procedimento padrão para preparação da superfície, utilizando seqüência com lixas de carbetto de silício (SiC) de granulometria # 80, 120, 240, 400, 600 e 1200, e polimento com alumina em suspensão de 5 $\mu$ m.

O ataque químico foi realizado por imersão no reagente Nital 10% (900ml de Álcool, 100ml de Ácido Nítrico P.A.), até se obter a qualidade desejada para a revelação da estrutura. O tempo de imersão não foi levado em consideração, pois as imersões são intercaladas devido à necessidade de remoção de uma camada oxidada que se forma a cada imersão, e que deve ser removida sucessivamente para o ataque evoluir.

### 4.3.2 Metodologia para Análise da Macroestrutura

A aquisição das imagens se deu com o auxílio de um Scanner de mesa. A calibração espacial das imagens e posterior medição do comprimento das zonas colunares foi realizada pelo software IMAGE TOOLS.

Para a definição do comprimento das zonas colunares, uma vez que não há normas específicas para medição da TCE, foi definida uma metodologia que consistiu em algumas etapas, são elas:

- 1) Cada lado da amostra foi dividido em dez partes iguais e numeradas;
- 2) Para delimitar a área onde termina a zona colunar e se inicia a transição, com auxílio de uma lupa foram marcados pontos aleatórios onde se observa o último grão da zona colunar, unindo-se estes pontos foi obtida a delimitação de fim de zona colunar para toda a amostra;
- 3) Em cada ponto marcado e numerado no primeiro passo, foram feitas medidas que definiram aonde ocorria o início da TCE, ou seja aonde o grão deixa de ser colunar e torna-se equiaxial.

Pode-se observar tal metodologia no padrão para seção de 150 mm da Figura 4.4. Um cuidado que foi tomado durante as medições foi o de não medir em regiões onde havia concorrência entre o crescimento dos grãos colunares de faces perpendiculares, estas regiões geralmente ficam próximas aos vértices, portanto na maioria das vezes não foram medidos os primeiros e os últimos dois pontos em cada lado da amostra.

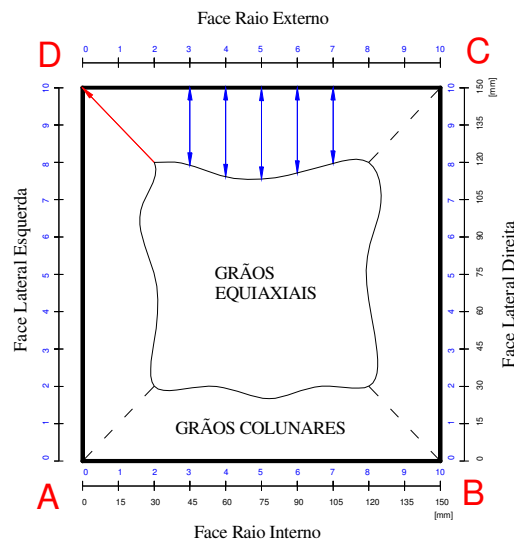


Figura 4.4. Esquema representativo da técnica utilizada para avaliar os comprimentos das zonas colunares (início da TCE).

As medições em diferentes faces ocorreram devido ao fato de que não há simetria das estruturas de grãos entre as faces, em função das diferentes condições de extração de calor a qual cada face é submetida durante o resfriamento do tarugo no molde. Então, após concluir as medições dos comprimentos colunares por face, são obtidos os valores médios e desvios-padrão das distâncias de início da TCE.

#### 4.4 Preparação Metalográfica para Micrografia

##### 4.4.1 Corte das Amostras

Da fatia central de 10mm de espessura foram retiradas amostras da região central da face, desde a superfície até o centro do lingote, conforme indicado na Figura 4.5. Em função do tamanho de cada fatia, o comprimento das amostras foram de 75mm, 90mm e 120mm, e desta forma foram divididas em 7 e 10 regiões de análise, respectivamente (Figura 4.6).

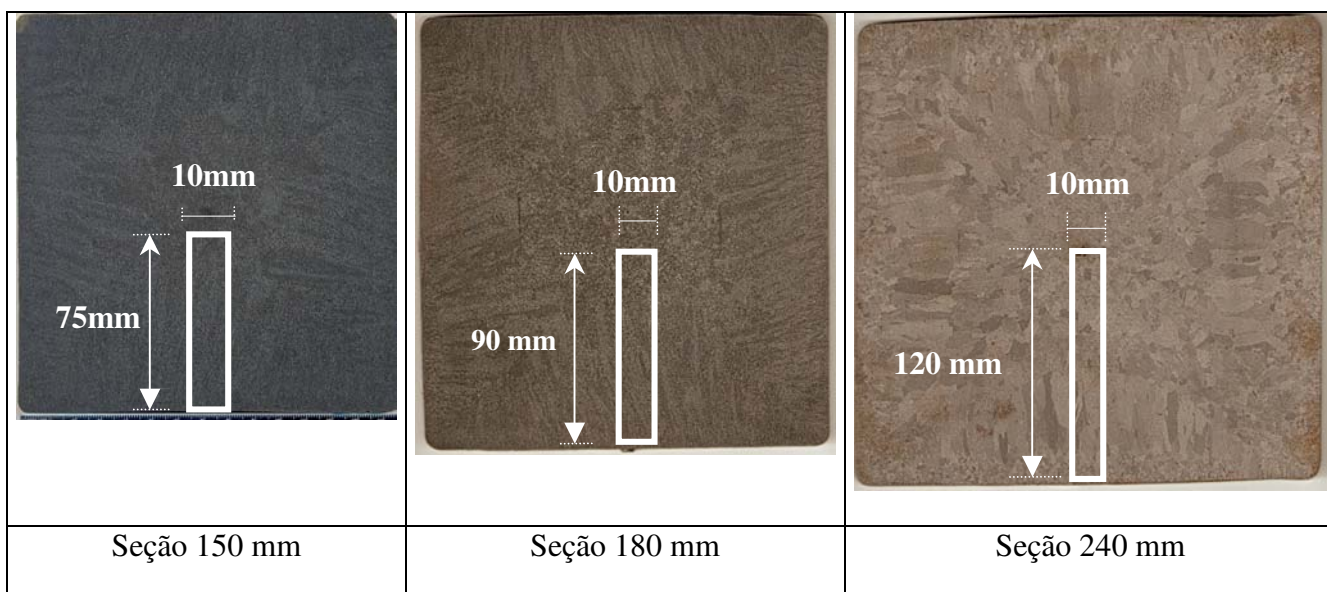


Figura 4.5. Tamanho das amostras para análise micrográfica retiradas em função da área.

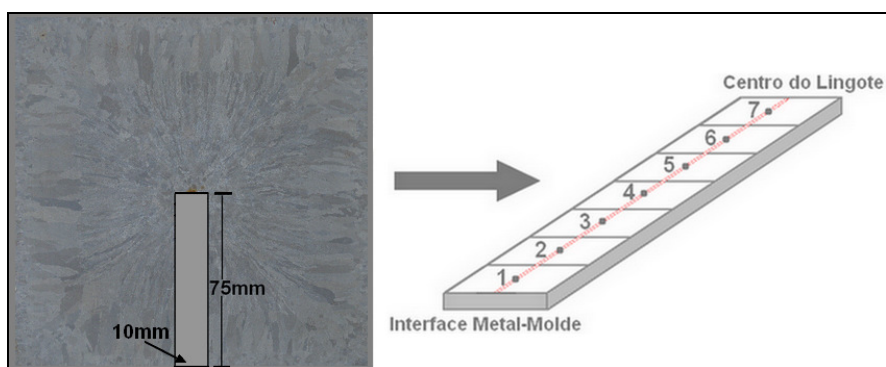


Figura 4.6. Ilustração da retirada de amostra e regiões de análise da estrutura dendrítica (dividida em 7 regiões- referente a uma amostra de 150mm).

#### 4.4.2 Preparação Metalográfica

A preparação das amostras de cada aço seguiu os procedimentos padrão de metalografia segundo a norma ASTM E3-01. O Ataque químico foi realizado por imersão no reagente de fórmula: 20g FeCl<sub>5</sub> + 250 ml H<sub>2</sub>O + 2 ml HCl. O tempo de imersão, da mesma forma que na preparação metalográfica para macrografia, também não foi levado em consideração.

#### 4.4.3 Metodologia para Análise da Microestrutura

A aquisição das imagens se deu em microscópio óptico com 60x de ampliação e Câmera CCD. A calibração da magnitude das imagens e posterior medição dos espaçamentos dendríticos secundários foi realizada utilizando o software IMAGE TOOLS.

As medidas de EDS ( $\lambda_2$ ) foram realizadas da superfície ao centro da seção transversal do tarugo. O método se baseia em calcular o valor de EDS pela média das distâncias entre os braços adjacentes (ramificações secundárias) formados perpendicularmente à direção de crescimento de uma ramificação primária, e representado pela seguinte relação:

$$\lambda_2 = \frac{L}{n-1} \quad (4.5)$$

onde L é a distância centro a centro das ramificações secundárias e n é o número de ramificações. O esquema representativo da Figura 4.7 ilustra essa relação.

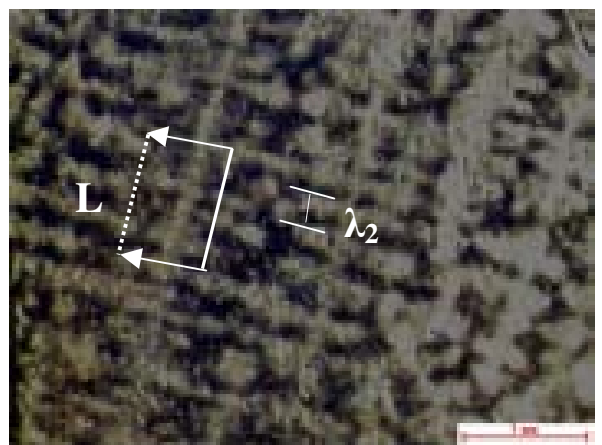
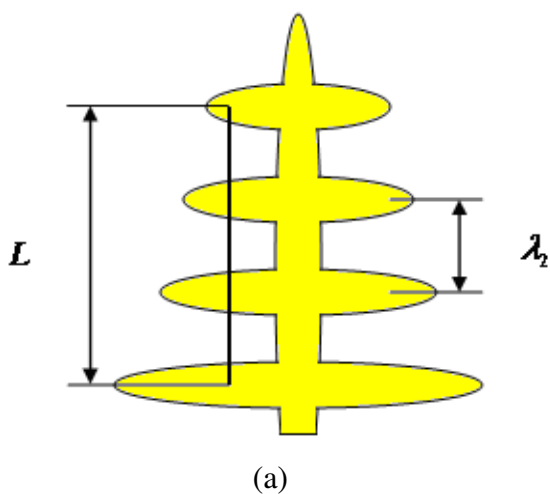


Figura 4.7. (a) Esquema representativo da técnica utilizada para quantificar os espaçamentos dendríticos secundários baseado em Rocha (2003) (b) Micrografia 60X.

#### 4.5 Simulações com o Software InALC

Simulações foram realizadas para todos os aços, obtendo-se as curvas de resfriamento, os perfis térmicos e a espessura da camada solidificada com a posição das isothermas liquidus e solidus. Os valores da taxa de resfriamento do líquido são calculados através do gradiente de temperatura entre a  $T_v$  e a  $T_l$  e o correspondente intervalo de tempo em cada posição. A Figura 4.8 apresentam a tela para um ponto onde foi determinado o valor do gradiente térmico e o intervalo de tempo para o cálculo da taxa de resfriamento.

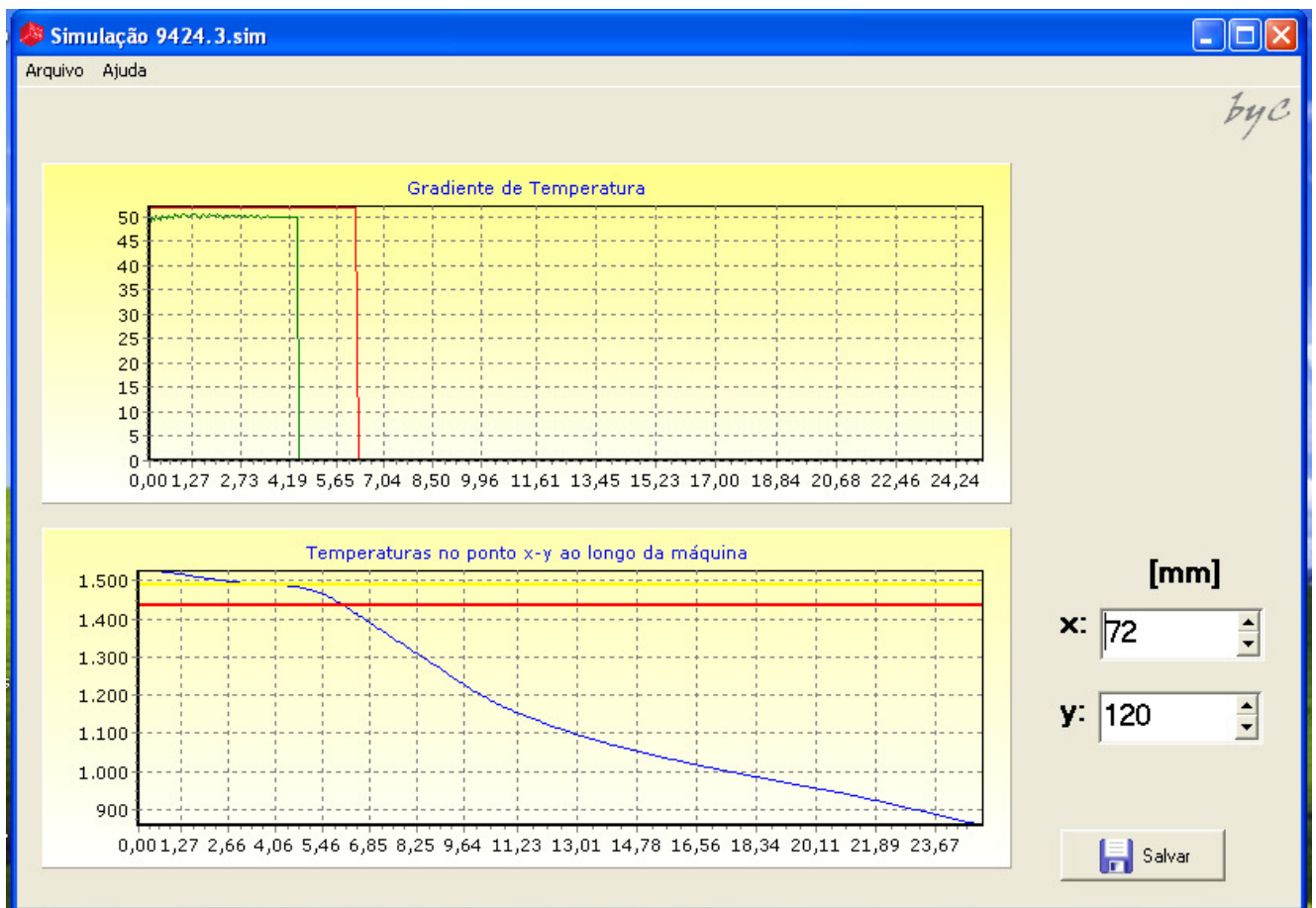


Figura 4.8. Tela do InALC com simulação em andamento-gráficos de Gradiente x Distância e Temperatura x. Distância

A Figura 4.9 apresenta uma ampliação da mesma tela para melhor visualização da obtenção dos valores de Taxa de resfriamento.

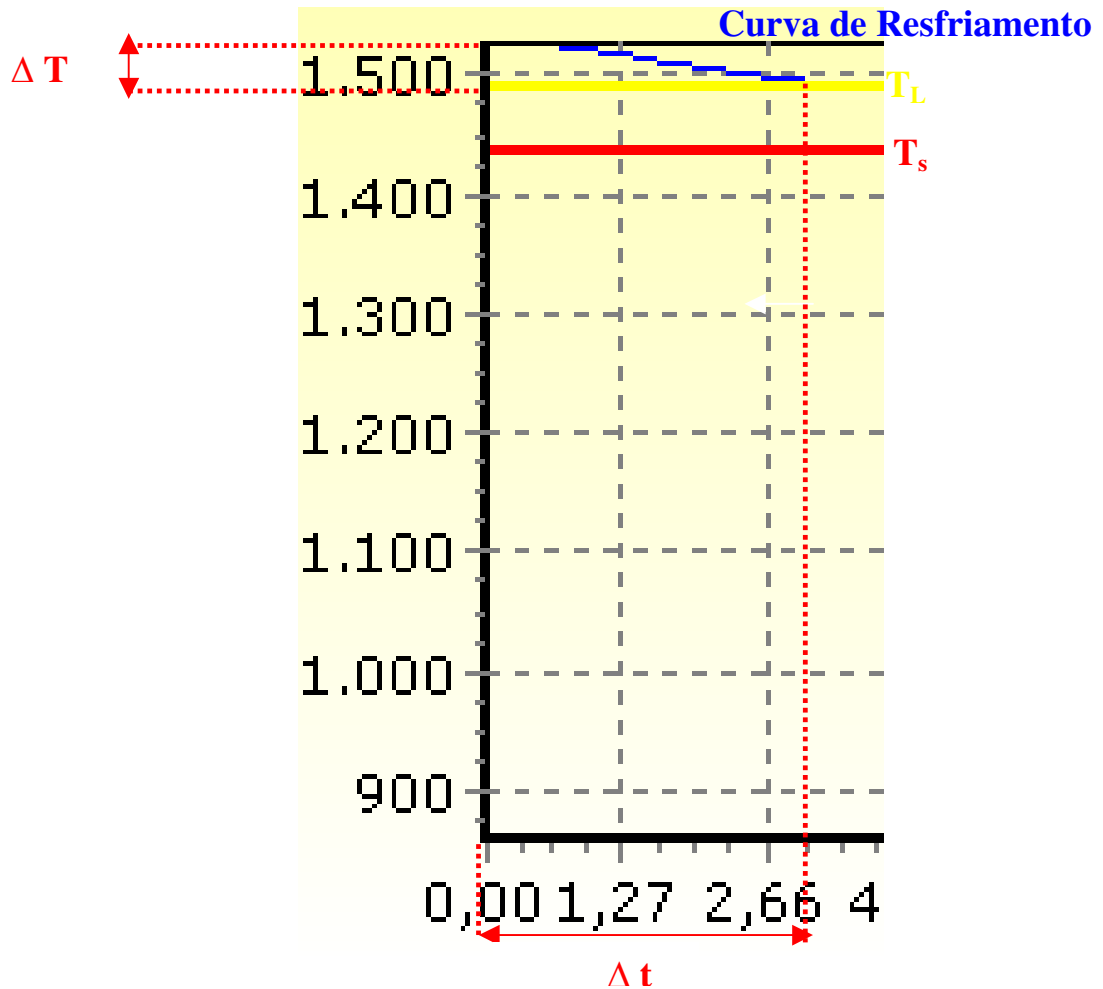


Figura 4.9. Ampliação de parte da tela do InALC com aumento e indicação dos valores para determinação das taxas.

Os valores das taxas de resfriamento simuladas foram posteriormente relacionadas com os valores experimentais de início de transição colunar-equiaxial e de espaçamentos dendríticos secundários.



## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A seguir serão apresentados os principais resultados referentes às análises metalográficas dos lingotes analisados. A Figura 5.1 mostra uma montagem esquemática da seção analisada para macrografia e as respectivas regiões das micrografias.

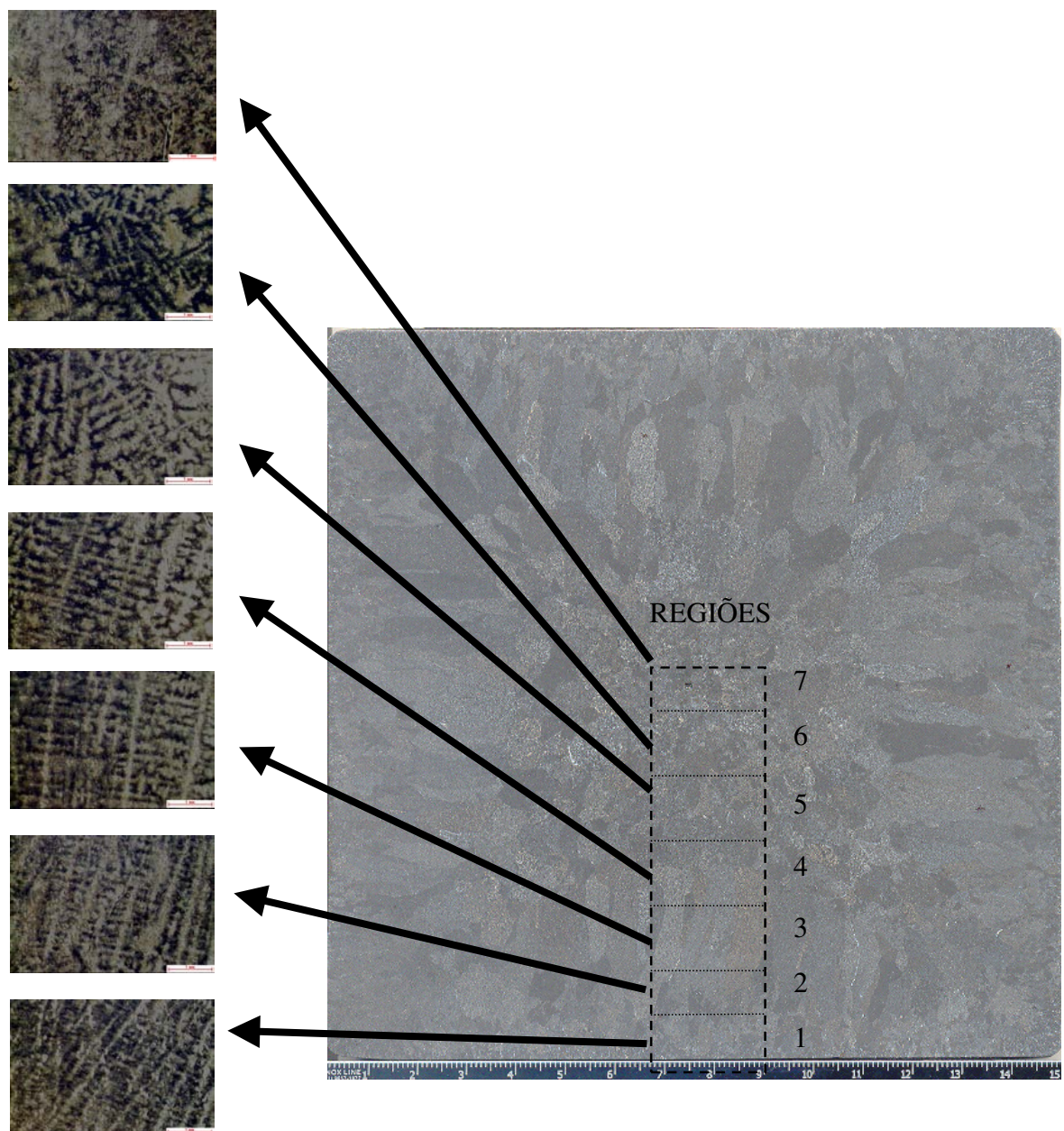


Figura 5.1: Ilustração da retirada de amostra e regiões de análise da estrutura dendrítica (seção 150mm).

### 5.1 Determinação da Transição Colunar-Equiaxial

A imagem macrográfica de um lingote de seção 150mm e a metodologia de obtenção dos valores de início da transição colunar equiaxial são apresentadas na Figura 5.2.

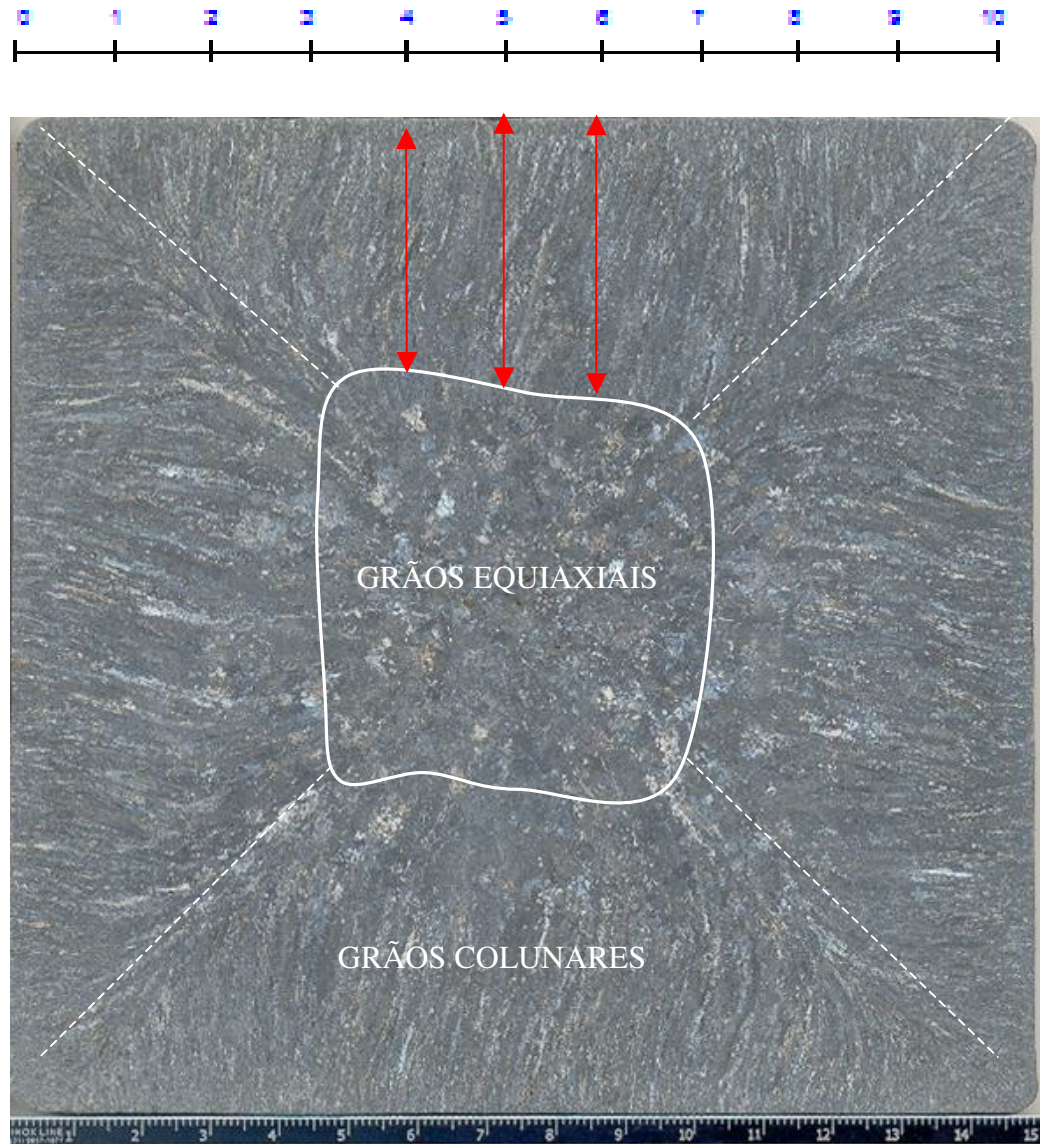


Figura 5.2.: Macrografia e metodologia de medida do início da TCE para um aço de seção 150mm (Aço 150\_011CE).



A imagem macrográfica de um lingote de seção 180mm e a metodologia de obtenção dos valores de início da transição colunar equiaxial são apresentadas na Figura 5.3.

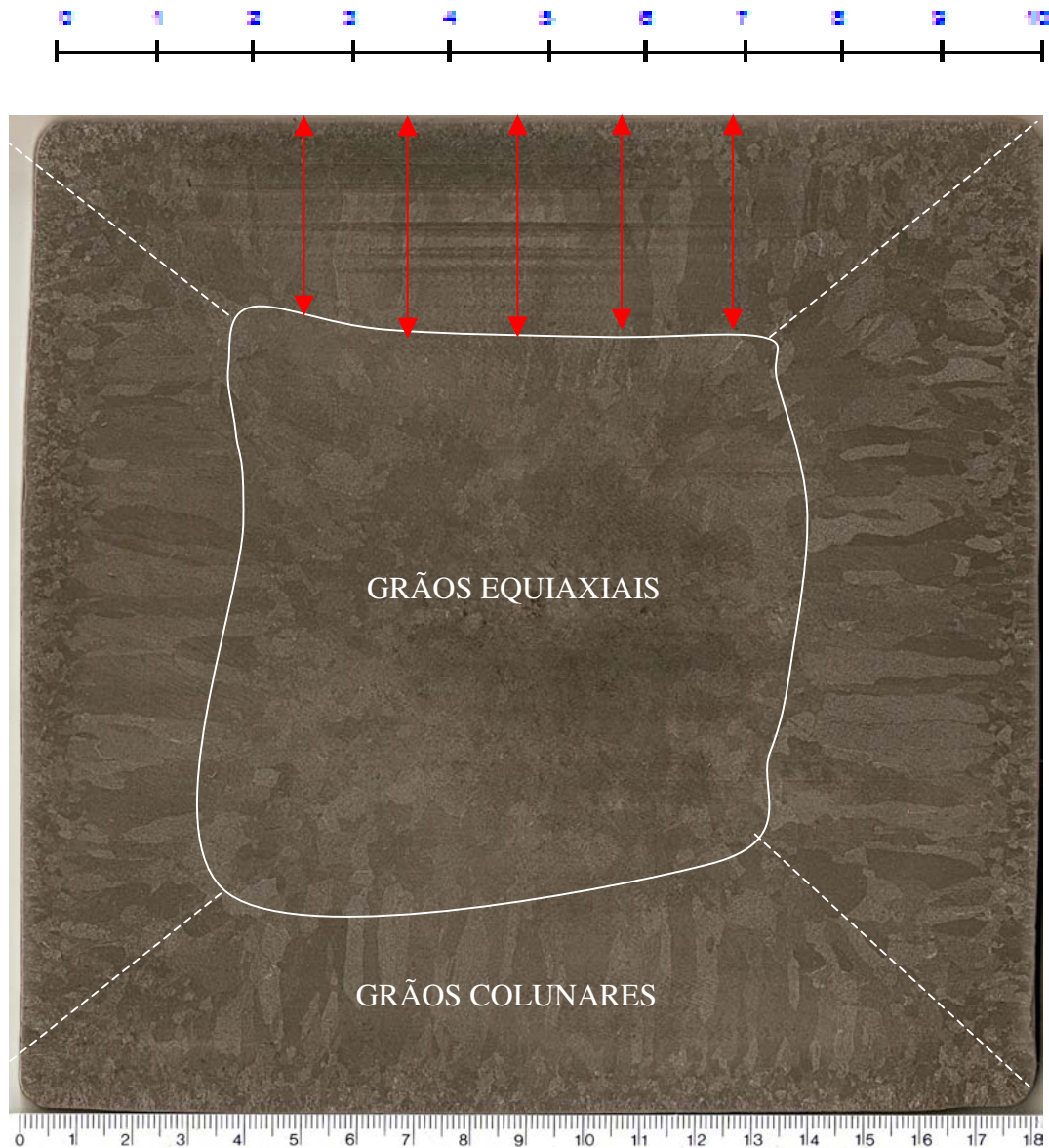


Figura 5.3.: Macrografia e metodologia de medida do início da TCE para um aço de seção 180mm (Aço 180\_011CE).

Os valores médios das posições de início de transição colunar-equiaxial para cada amostra são apresentados na Tabela 5.1, bem como os valores máximos e mínimos e os respectivos desvios padrões.

Tabela 5.1. Posições de início de TCE.

SEÇÕES (mm)	AÇO	Início de TCE (mm)			
		MÉDIA	MIN	MAX	DESVIO PADRÃO
150	150_006	37,42	30	51	4,50
	150_011	32,78	30	40	2,76
	150_039	39,38	25	53	2,54
180	180_011	41,75	30	70	7,82
	180_036	53,66	44	67	6,96
	180_042	37,13	24	52	6,94
240	240_011	52,92	40	65	3,86
	240_033	56,35	40	80	13,30
	240_048	63,36	54	80	10,68

Conforme observa-se na Tabela 5.1, os valores de início de TCE tendem a aumentar em função do aumento da seção, além de apresentarem variação com a composição química dos aços. Para a seção 150mm, os valores variaram em torno de um valor médio de 35mm, para a 180mm em torno de 45mm e para a 240mm próximo de 55mm.

As figuras 5.4 à 5.12 apresentam as faixas críticas para a ocorrência do início da TCE em função da taxa de resfriamento simuladas no software InALC+ para os diferentes aços nas diferentes seções.

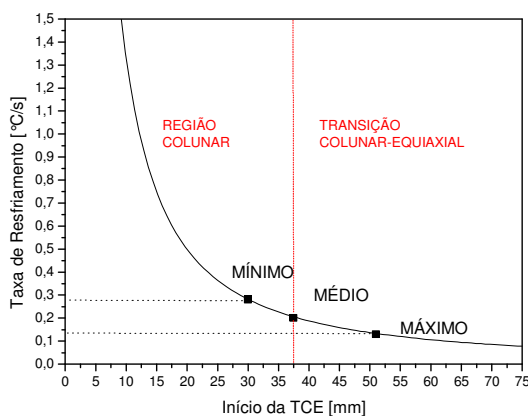


Figura 5.4. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE-Aço 150\_006.

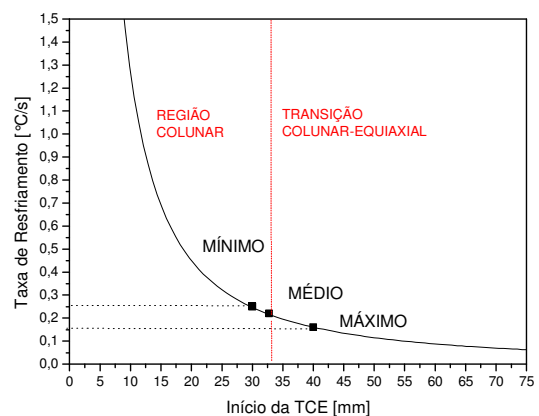


Figura 5.5. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE-Aço 150\_011.

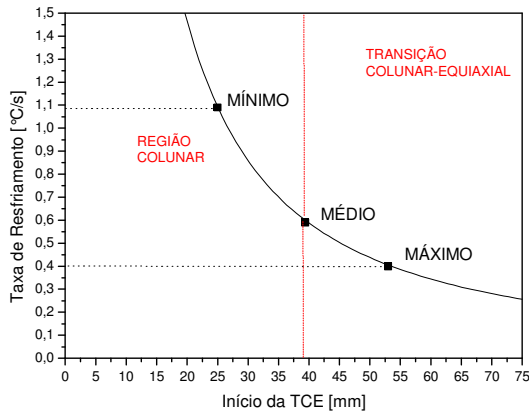


Figura 5.6. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE-Aço 150\_039.

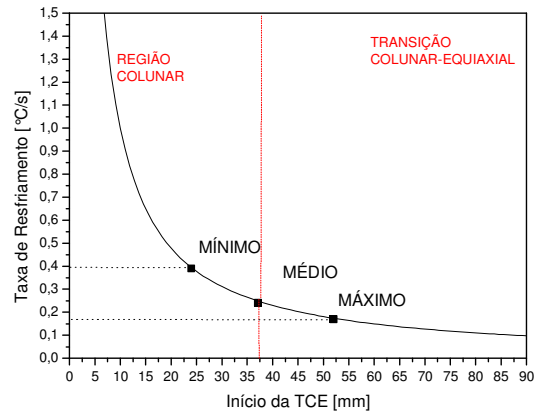


Figura 5.7. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 180\_011.

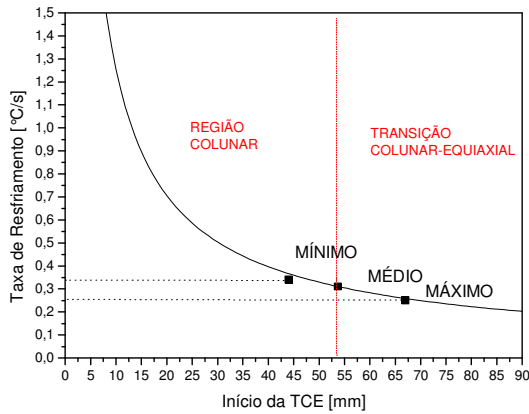


Figura 5.8. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 180\_036.

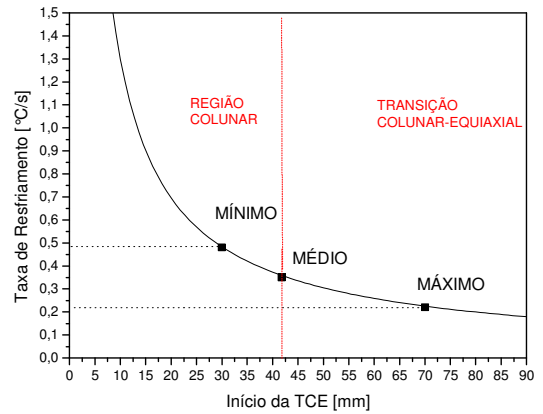


Figura 5.9. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 180\_042.

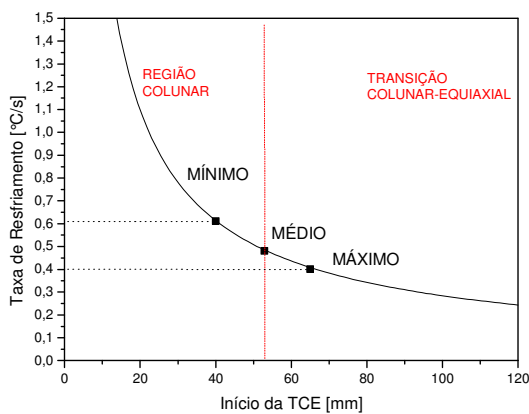


Figura 5.10. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 240\_011.

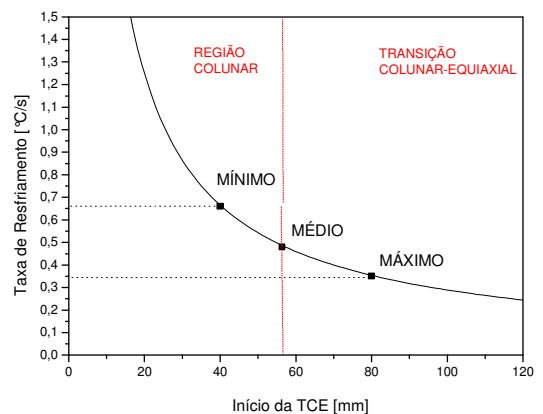


Figura 5.11. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 240\_033.

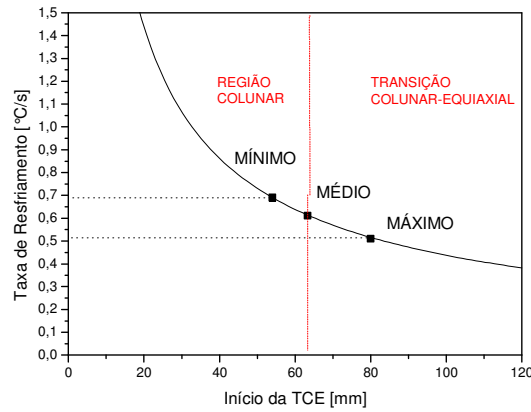


Figura 5.12. Taxa de resfriamento crítica para valores de início de TCE –Aço 240\_048.

Analisando as faixas críticas para a ocorrência do início da TCE pode-se dizer que a amostra de seção 150mm apresenta duas faixas, uma para os aços de 0,06% $C_{eq}$  e 0,11% $C_{eq}$  com valores entre 0,10°C/min e 0,30°C/s e outra para o aço 0,36% $C_{eq}$  com 0,40°C/s e 1,1°C/s. A seção 180mm apresenta valores entre 0,15°C/s e 0,50°C/s e a seção 240mm entre 0,40°C/s e 0,70°C/s.

A Figura 5.13 apresenta um comparativo entre todos os aços estudados para a relação entre as taxas de resfriamento simuladas e os valores médios do início da transição colunar-equiaxial.

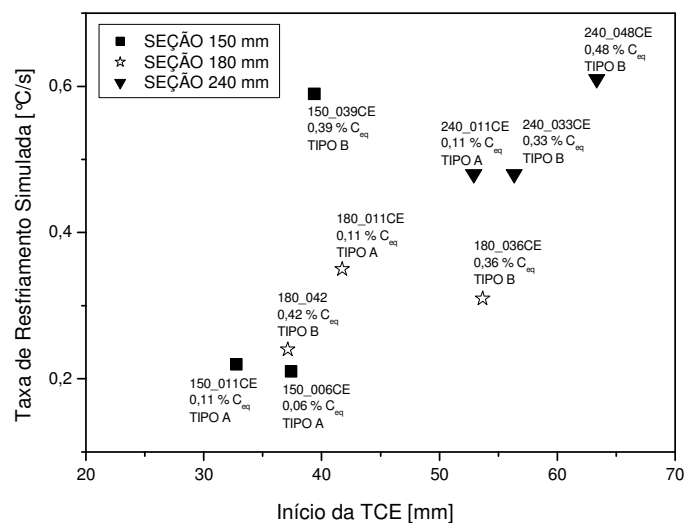


Figura 5.13. Taxa de resfriamento para valores de início de TCE médio para cada aço.

Observa-se que para a seção 150mm a TCE média ocorreu entre 30 e 40mm, sendo que os dois aços com menores teores de carbono equivalente apresentaram uma taxa de resfriamento crítica de aproximadamente  $0,20^{\circ}\text{C/s}$ , e o aço com  $0,39\%C_{eq}$  apresentou taxa de  $0,60^{\circ}\text{C/s}$ . Comportamento similar observou-se para a seção 240mm, porém com valores de TCE mais altos, situando-se em média entre 50 e 65mm e taxa crítica de  $0,50^{\circ}\text{C/min}$  para os aços de  $0,11\%C_{eq}$  e  $0,33\%C_{eq}$  e  $0,6^{\circ}\text{C/s}$  para o aço com  $0,48\%C_{eq}$ . A seção 180mm apresentou valores de TCE intermediários médios entre 35 e 55mm, e os valores de taxa crítica para o aço de  $0,11\%C_{eq}$  de  $0,35^{\circ}\text{C/s}$ , para o de  $0,36\%C_{eq}$  de  $0,30^{\circ}\text{C/s}$  e  $0,25^{\circ}\text{C/s}$  para o aço de  $0,42\%C_{eq}$ .

Para as seções de 150 e 240 mm, quando comparados os aços do Tipo A (aços com tendência a contração ou formar depressão durante solidificação – menor condição de extração de calor) e aços do Tipo B (aços com tendência a expansão ou melhor contato com a parede do molde – maior extração de calor), os aços Tipo A apresentam um valor de início de transição colunar-equiaxial menor dos que os do Tipo B, apesar de que este apresenta um  $C_{eq}$  maior que o Tipo A.

Pode-se também dizer que o início da transição colunar-equiaxial depende diretamente da dimensão da seção, uma vez que menores seções apresentam valores de início de transição menores, ou seja zonas colunares menores. A Figura 5.14 ilustra claramente esta idéia, apresentando um gráfico comparativo entre as três seções para um mesmo aço ( $0,11\%C_{eq}$ ).

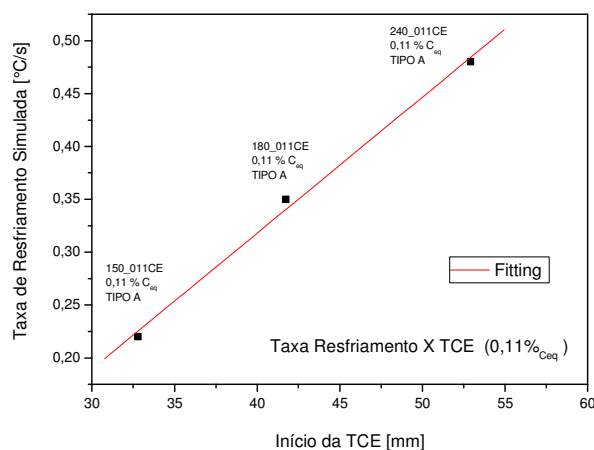


Figura 5.14. Taxa de resfriamento para valores de início de TCE para aços com  $0,11\%C_{eq}$ .

Observa-se uma relação direta e linear entre valores de início de transição colunar-equiaxial, tamanho da seção e taxa de resfriamento para o aço  $0,11\%C_{eq}$ , as outras seções não apresentaram tal comportamento.

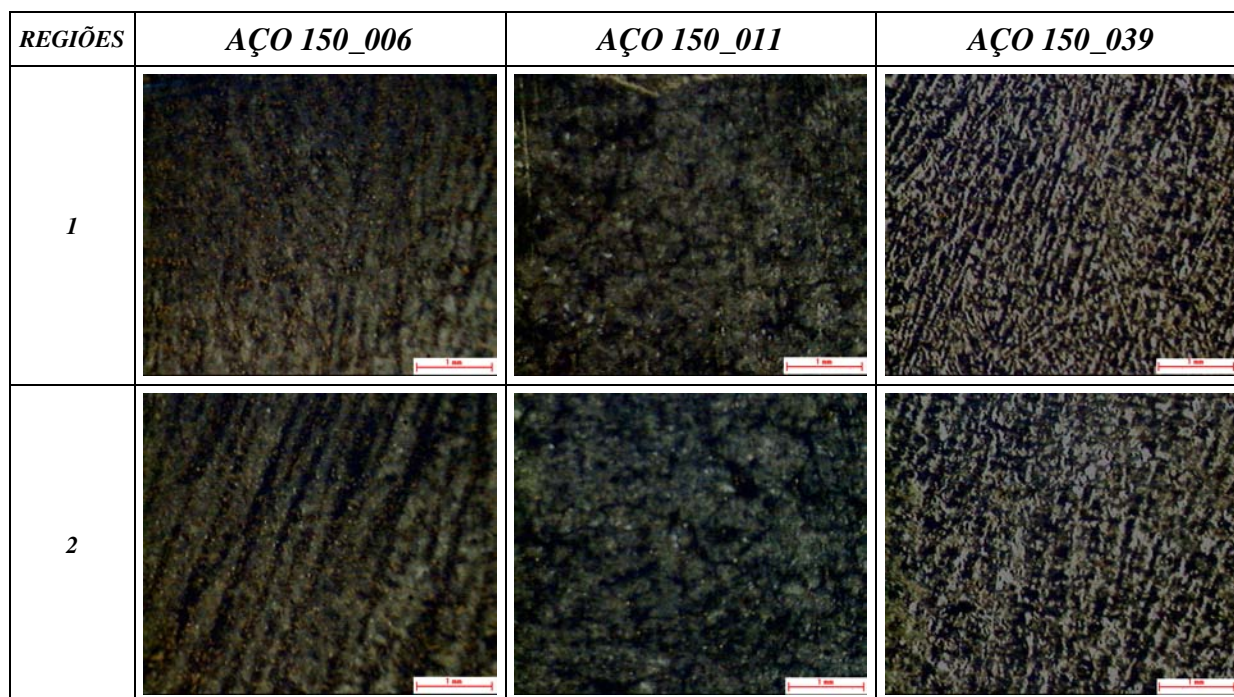


## 5.2 Determinação dos Espaçamentos Dendríticos Secundários

A análise dos resultados dos espaçamentos dendríticos secundários foi dividida em duas partes, primeiro são apresentadas as relações entre EDS experimental em função da distância da superfície do lingote ( $\lambda_2 \times P$ ), seguidas das relações entre EDS experimental e taxas de resfriamento simuladas ( $\lambda_2 \times \dot{T}$ ).

As imagens micrográficas de cada uma das regiões selecionadas de cada aço são apresentadas em ordem crescente desde a superfície da amostra até o centro do lingote sendo que cada figura corresponde a uma seção específica, e apresenta os três aços lado a lado, com uma imagem para cada região analisada. Logo após são apresentados os gráficos construídos a partir dos valores obtidos nas análises das imagens. Para melhor avaliação dos valores foi gerada uma equação polinomial bem como uma regressão para avaliação desta aproximação.

A Figura 5.15 apresenta as imagens micrográficas de cada região para os aços de seção 150mm. Observa-se que para as regiões próximas a superfície, as dendritas são alinhadas em relação a direção de extração de calor, apresentando perda de direcionalidade com o início da TCE.





Continuação Figura 5.15.

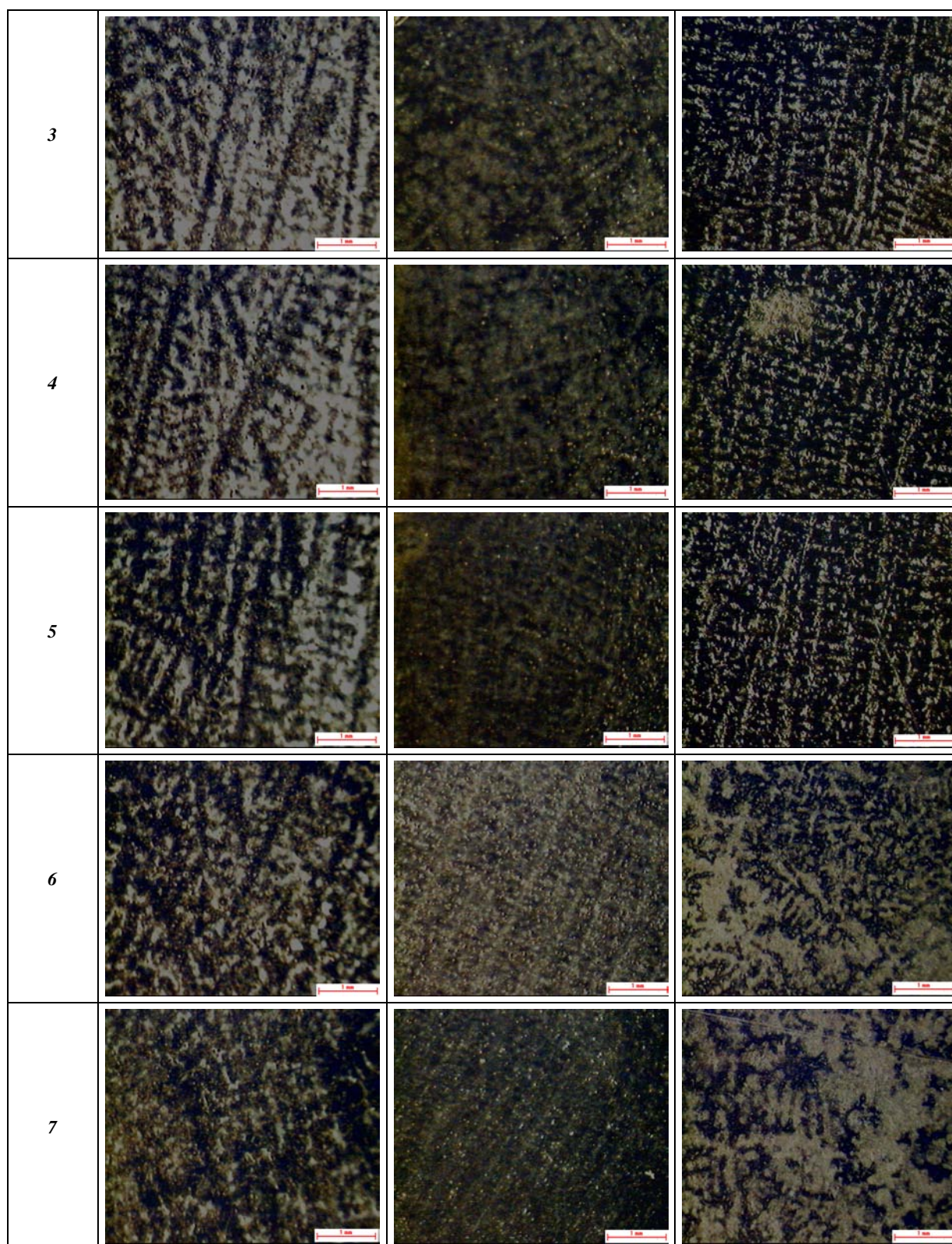


Figura 5.15. Micrografias das diferentes regiões para os aços de seção 150mm.

As Figuras 5.16, 5.17 e 5.18 apresentam os gráficos onde estão relacionados os valores dos espaçamentos dendríticos secundários em função da distância à superfície. A Figura 5.19 apresenta um comparativo entre as equações de cada aço para a seção 150mm.

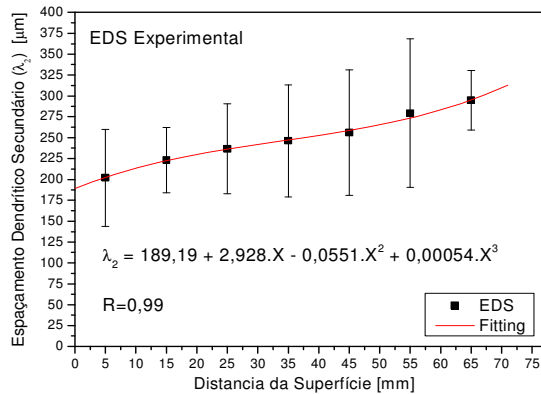


Figura 5.16: Espaçamento secundário experimental para a amostra 150\_006.

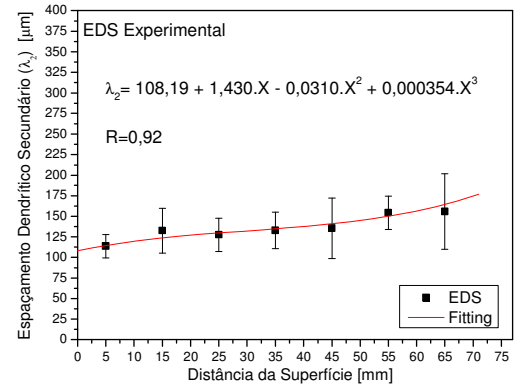


Figura 5.17: Espaçamento secundário experimental para a amostra 150\_011.

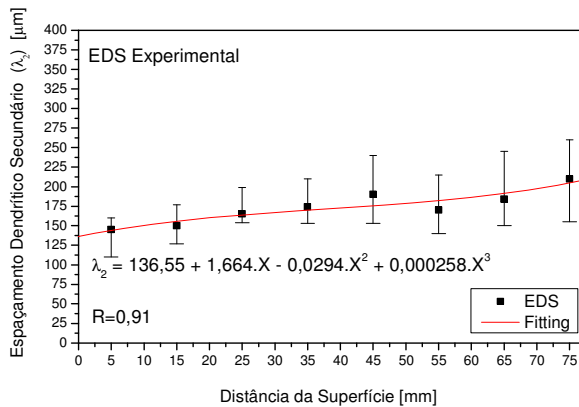


Figura 5.18: Espaçamento secundário experimental para a amostra 150\_039.

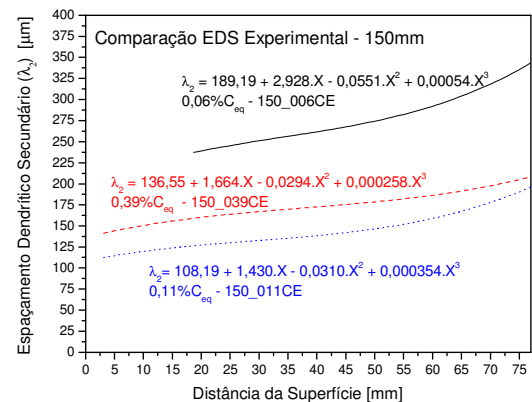

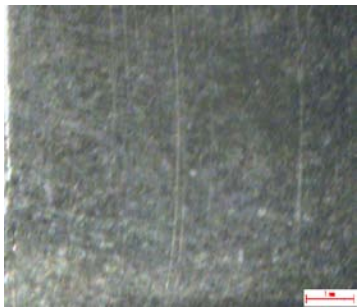
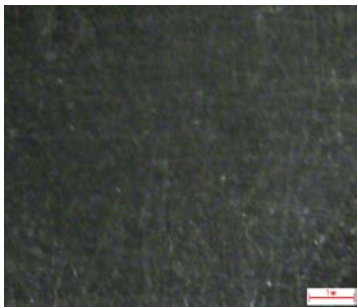
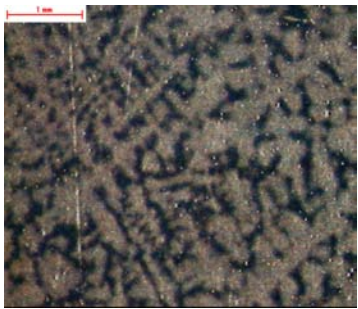
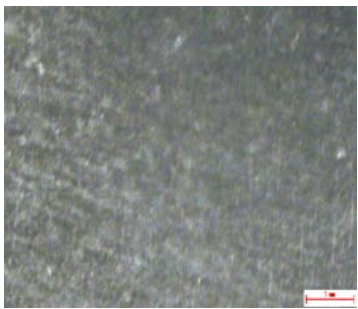
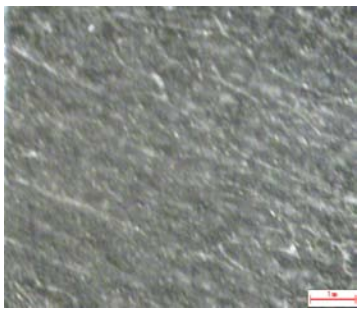
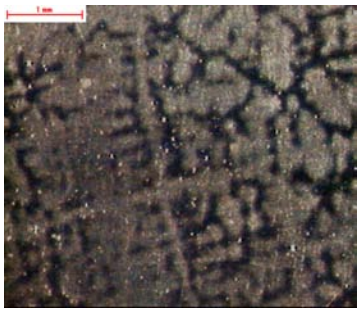
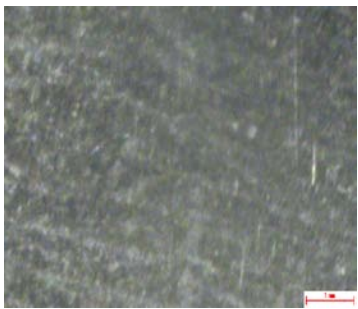
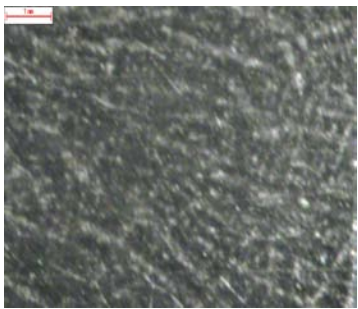
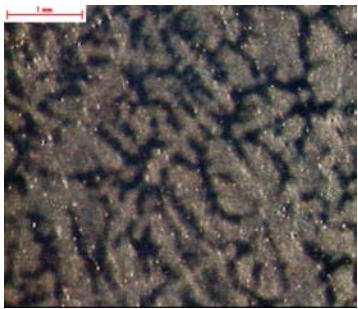
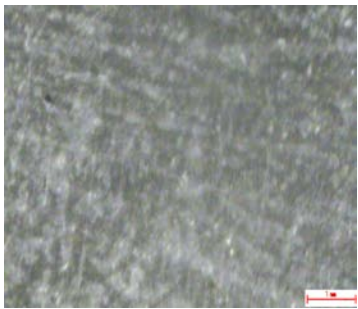
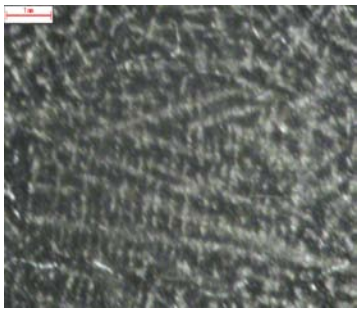
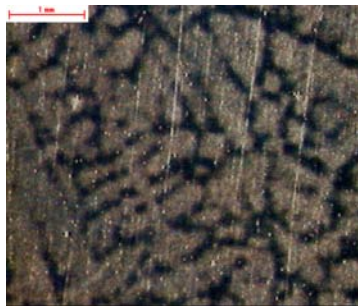
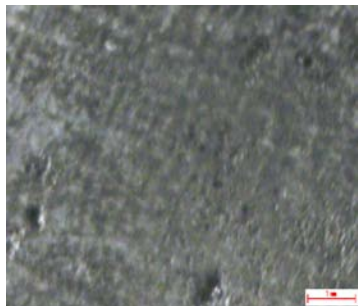
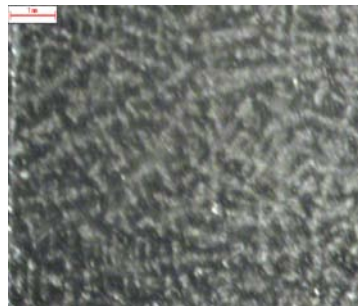


Figura 5.19: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – 150mm.

De acordo com o gráfico comparativo da Figura 5.19, nota-se que o aço com menor teor de carbono equivalente (0,06%) apresentou os maiores valores de EDS, o que concorda com a literatura (Goulart,2005). O aço com teor de carbono de 0,11% apresentou os menores EDS, seguido pelo aço com teor de carbono de 0,39%, comportamento este que concorda com a literatura (Cabrera-Marrero,1998) em função dos valores de Mn maiores e Si menores para o aço com 0,11% $C_{eq}$ , sendo que ambos apresentaram também uma menor variação entre a



superfície e o centro. A Figura 5.20 apresenta as imagens micrográficas de cada região para os aços de seção 180mm.

REGIÕES	AÇO 180_011	AÇO 180_036	AÇO 180_042
1	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.
2	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.
3	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.
4	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.
5	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, granular microstructure with some vertical striations. A 1mm scale bar is visible in the bottom right corner.



Continuação Figura 5.20

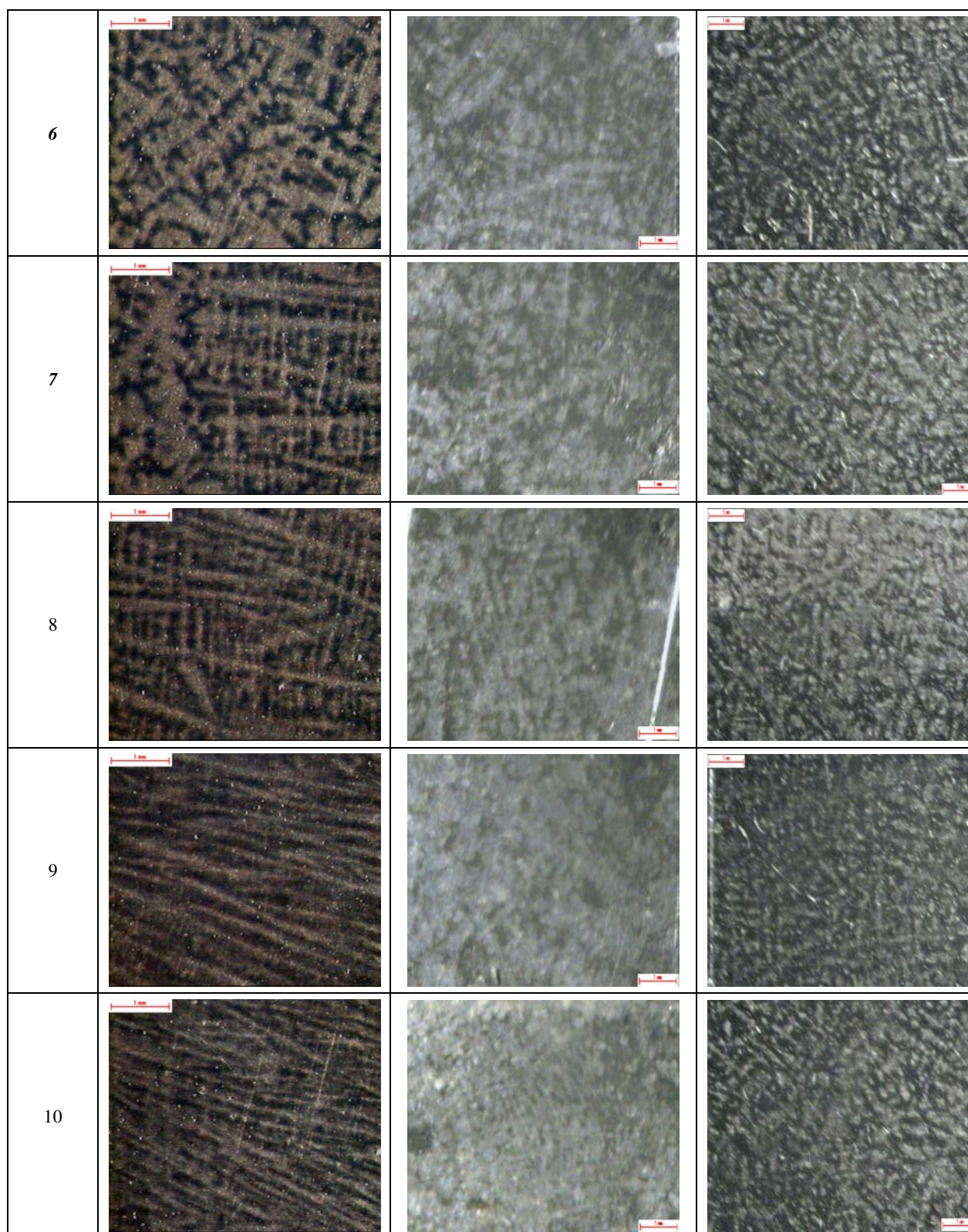


Figura 5.20. Micrografias das diferentes regiões para os aços de seção 180mm.

As Figuras 5.21, 5.22 e 5.23 apresentam os gráficos onde estão relacionados os valores dos espaçamentos dendríticos secundários em função da distância à superfície. A Figura 5.24 apresenta um comparativo entre as equações de cada aço para a seção 180mm.

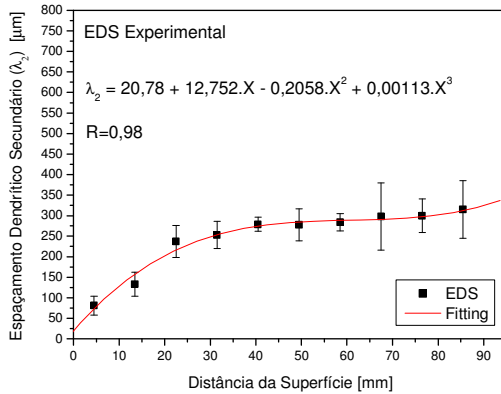


Figura 5.21: Espaçamento secundário experimental para a amostra 180\_011.

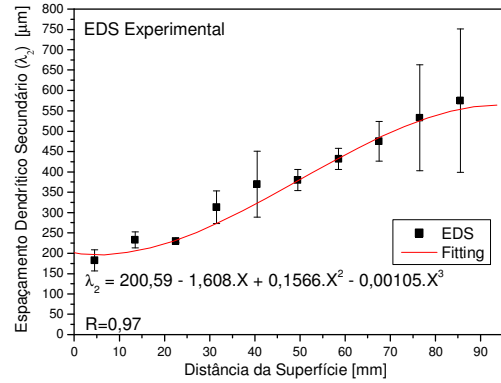


Figura 5.22: Espaçamento secundário experimental para a amostra 180\_036.

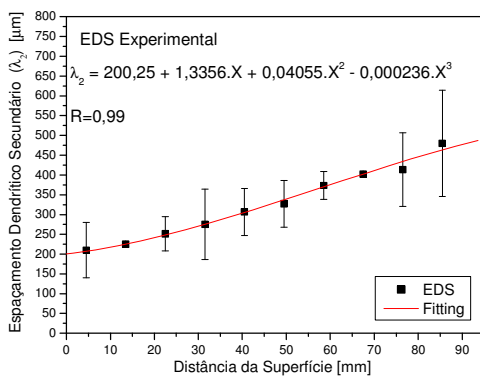


Figura 5.23: Espaçamento secundário experimental para a amostra 180\_042.

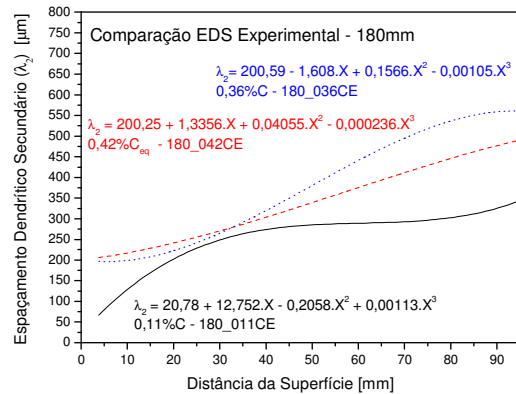
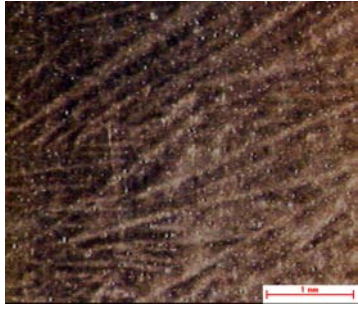
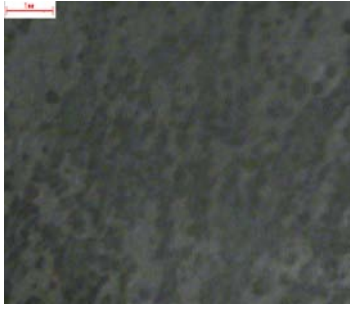
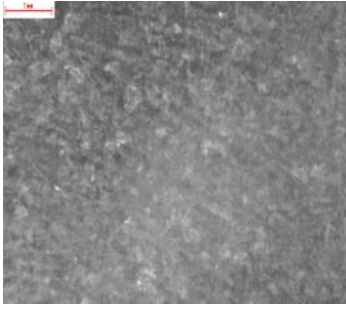
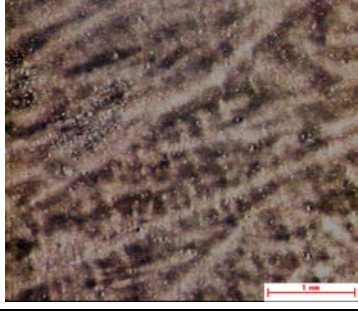

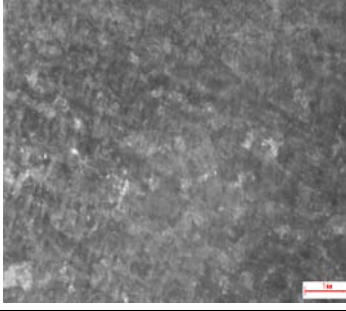

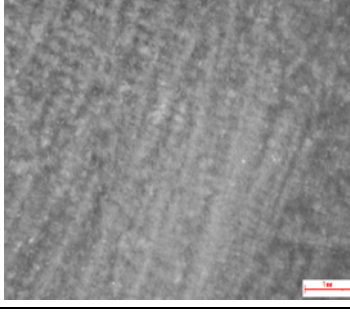
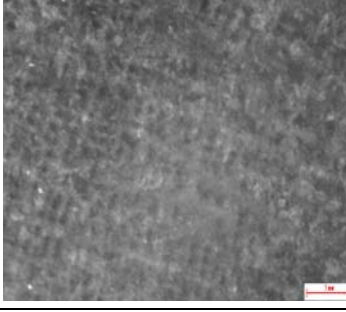
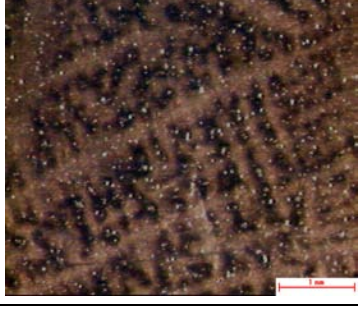
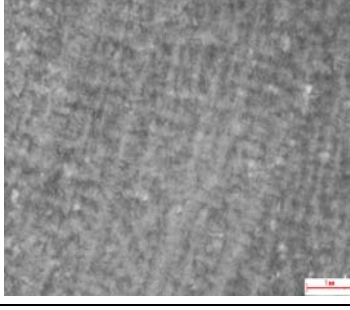
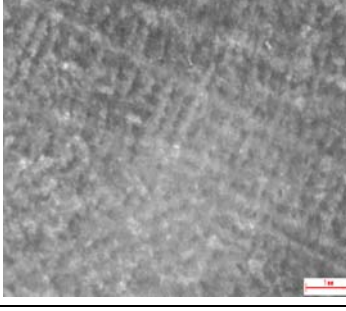
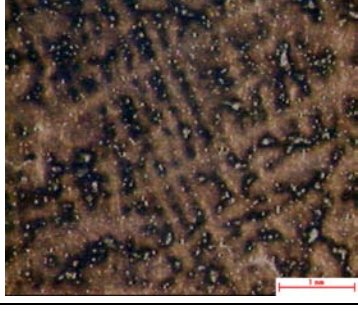

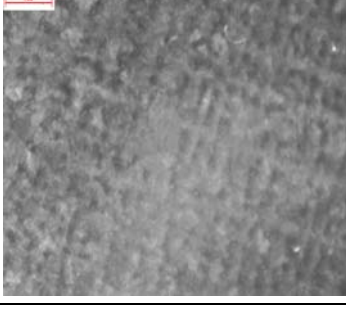


Figura 5.24: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – 180mm

Para os aços analisados na seção 180mm, os menores valores de EDS foram observados no aço com menor teor de carbono (0,11%), contrariando a tendência de que menor teor de soluto proporciona maiores EDS, tal discordância pode ser atribuída a maior velocidade de lingotamento imposta a este aço. Os aços com 0,42 e 0,36% de carbono seguiram a tendência dos resultados de maiores EDS para menores teores de soluto. Vale ressaltar a proximidade entre os valores de espaçamento para as distâncias entre 30 e 35mm, distâncias estas que coincidem com os valores experimentais de início de TCE médios para



esta seção. A Figura 5.25 apresenta as imagens micrográficas de cada região para os aços de seção 240mm.

REGIÕES	AÇO 240_011	AÇO 240_033	AÇO 240_048
1	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations, likely from continuous casting. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, relatively uniform surface. A 1 mm scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations. A 1 mm scale bar is visible in the top left corner.
2	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, relatively uniform surface. A 1 mm scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.
3	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations and some dark spots. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.
4	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations and some dark spots. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.
5	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations and some dark spots. A 1 mm scale bar is visible in the bottom right corner.	 Micrograph showing a dark, relatively uniform surface. A 1 mm scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing a dark, textured surface with diagonal striations. A 1 mm scale bar is visible in the top left corner.

Continuação Figura 5.25.

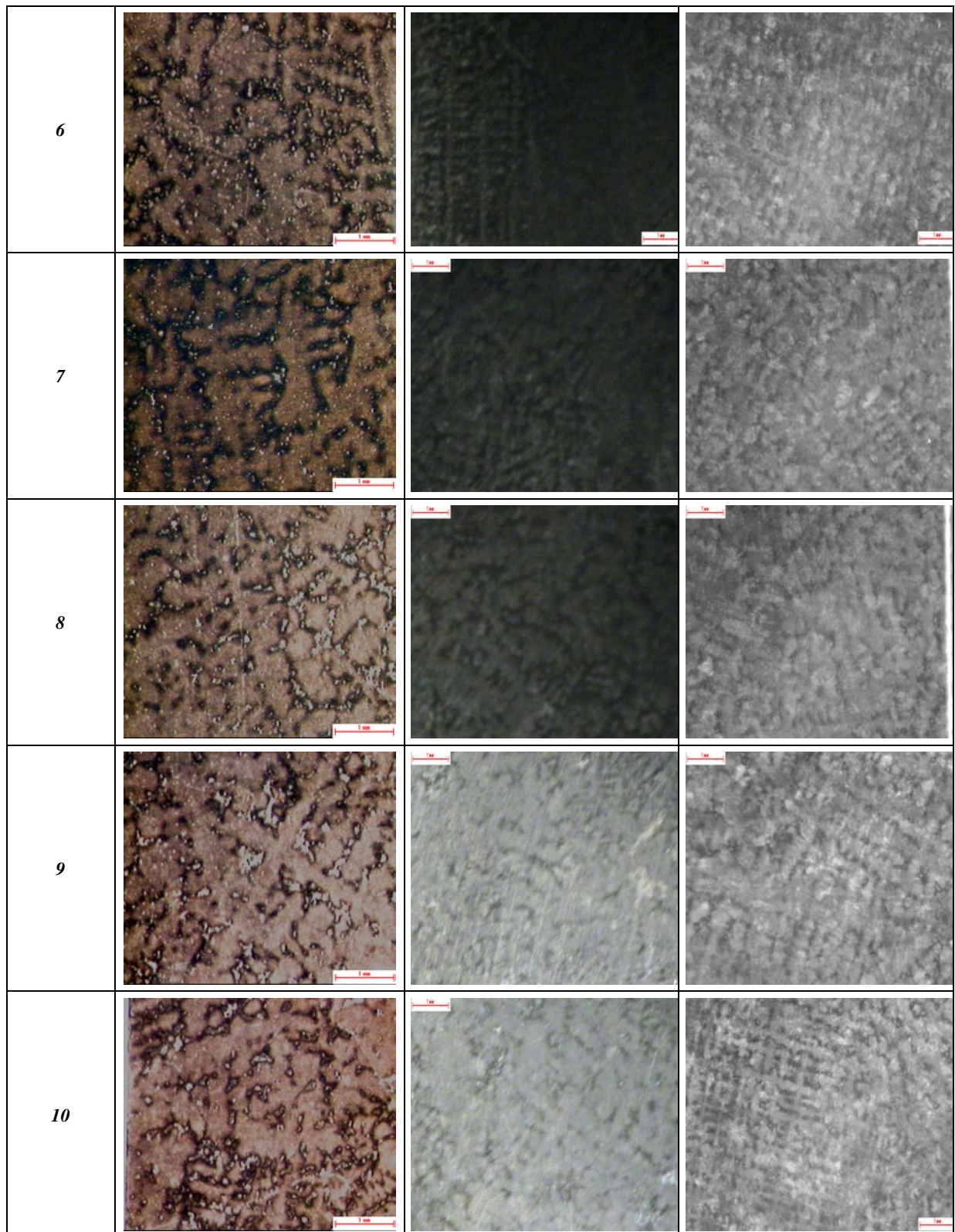


Figura 5.25. Micrografias das diferentes regiões para os aços de seção 240mm.



As Figuras 5.26, 5.27 e 5.28 apresentam os gráficos onde estão relacionados os valores dos espaçamentos dendríticos secundários em função da distância à superfície. A Figura 5.29 apresenta um comparativo entre as equações de cada aço para a seção 240mm

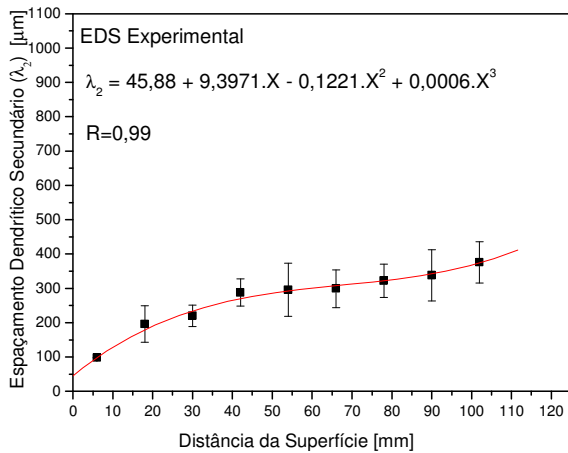


Figura 5.26: Espaçamento secundário experimental para a amostra 240\_011.

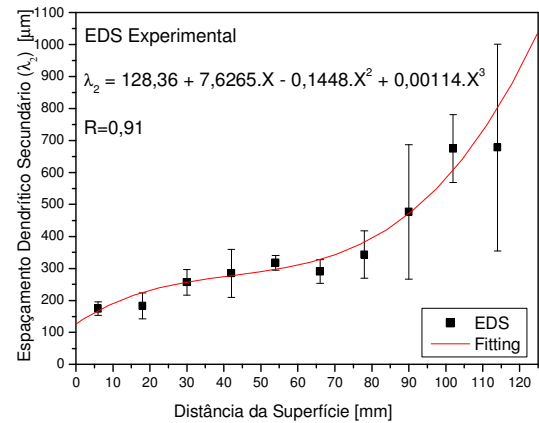


Figura 5.27: Espaçamento secundário experimental para a amostra 240\_033.

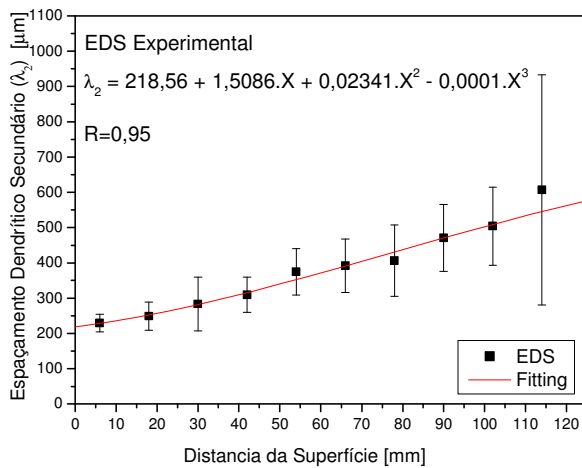


Figura 5.28: Espaçamento secundário experimental para a amostra 240\_048.

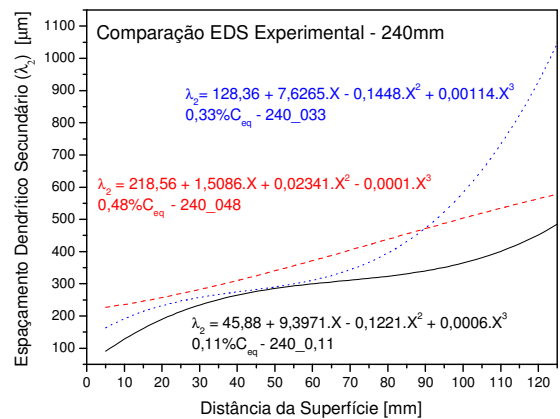


Figura 5.29: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – 240mm

Comportamentos similares foram encontrados para os aços na seção 240mm, sendo os menores valores novamente para o aço com 0,11% $C_{eq}$  seguindo do aço 0,48 e 0,33% $C$ .



O comportamento dos aços 0,11%Ce<sub>q</sub> sempre apresentando os menores valores de EDS, pode ser explicado em função do maior teor dos elementos que refinam os EDS tais como Cr, Mn – Tabela 4.1 (Cabrera-Marrero, 1998).

Em função de comportamentos similares para porcentagens de carbono iguais, foram construídos gráficos comparativos de EDS em função da distância à superfície, para as composições químicas que todas as seções possuíam em comum (0,11 e valores próximos à 0,40%Ce<sub>q</sub>). A Figura 5.30 apresenta o comparativo para os aços de 0,11%Ce<sub>q</sub> com as diferentes seções e a Figura 5.31 apresenta o comparativo para os aços com valores de carbono equivalente próximos à 0,40% também para as diferentes seções.

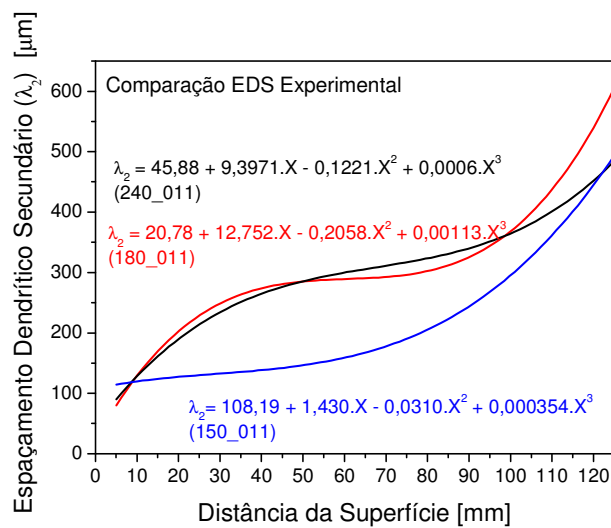


Figura 5.30: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – Aço 0,11%Ce<sub>q</sub> em diferentes seções.

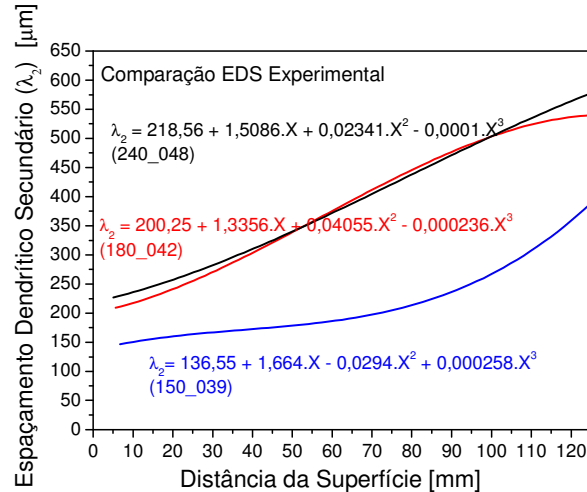


Figura 5.31: Comparativo dos espaçamentos secundários experimentais – Aço em torno de 0,40%Ce em diferentes seções.

O aço com 0,50%C apresentou o mesmo comportamento do aço 0,11%Ce, com menores EDS para a seção 150mm e maiores e semelhantes EDS para as seções 180 e 240mm.

### 5.3 Comparações entre EDS experimentais e Taxas de resfriamento simuladas

Com os dados obtidos experimentalmente para o  $\lambda_2$  e com dados referentes às taxas de resfriamento encontradas em cada região analisada, calculadas através dos dados fornecidos pela simulação numérica realizada com o software InALC+, foi possível estabelecer uma relação entre distância, desde a interface metal-molde até o centro do lingote, a taxa de resfriamento e os resultados encontrados para  $\lambda_2$ . De posse desses dados foi possível encontrar uma relação de  $\lambda_2$  em função da taxa de resfriamento, fornecendo assim uma relação de onde pode se obter uma equação que correlaciona as duas variáveis de interesse.

As Figuras 5.32, 5.33 e 5.34 apresentam os gráficos de EDS em função da taxa de resfriamento simulada para a seção 150mm, bem como a equação logarítmica de aproximação destes dados.

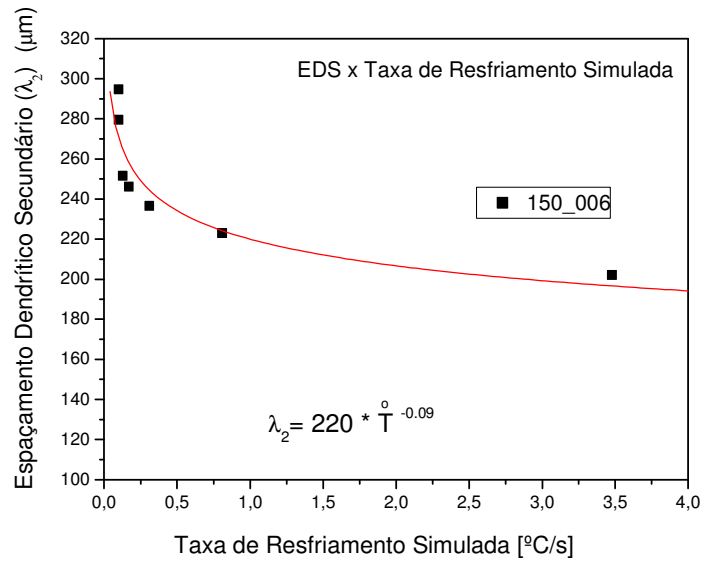


Figura 5.32: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 150\_006.

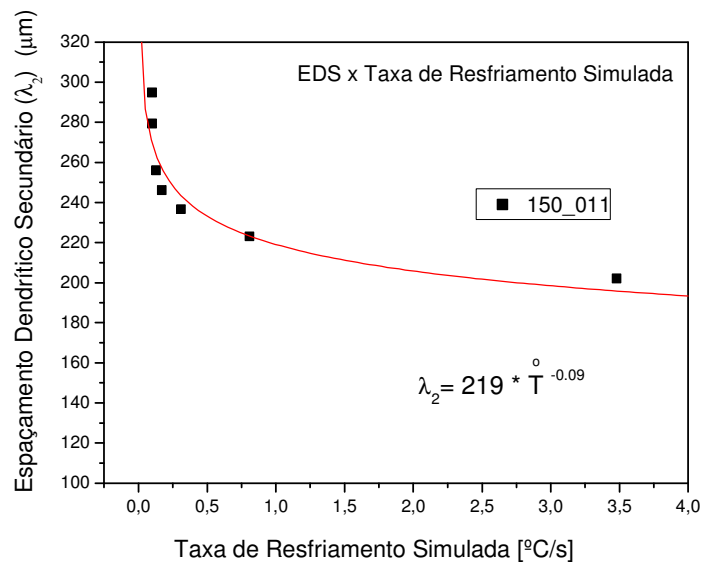


Figura 5.33: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 150\_011.

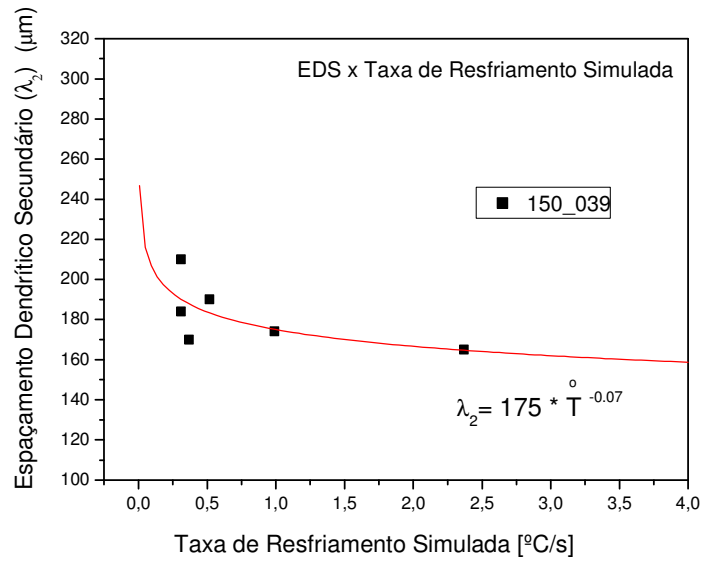


Figura 5.34: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 150\_039.

A Figura 5.35 apresenta o gráfico de EDS em função da taxa com as equações obtidas para cada aço da seção 150mm para uma análise do comportamento da variação em função da porcentagem de carbono de cada aço.

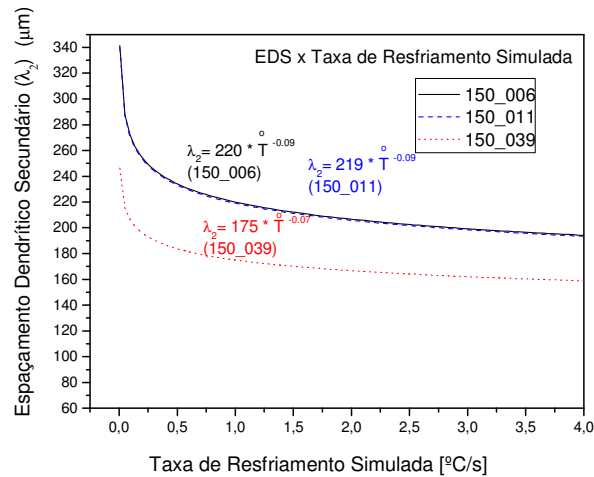


Figura 5.35: Variação dos espaçamentos secundários experimentais com as taxas de resfriamento simuladas – 150mm.

Comparando as equações obtidas, observa-se que os aços com 0,06 e 0,11%Ceq apresentam comportamentos idênticos, e o aço com maior teor de carbono apresentou menores valores de EDS em função da taxa de resfriamento.

A Figura 5.36 apresenta a comparação das equações obtidas a partir dos dados experimentais e simulados com a equação apresentada na literatura por Garcia (2001).

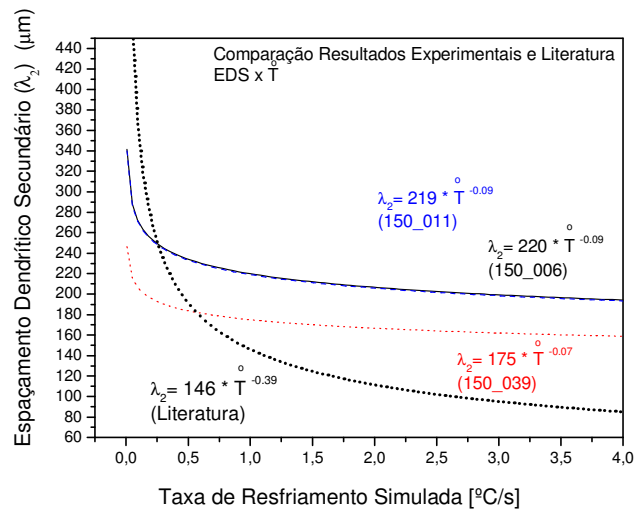


Figura 5.36.:Comparativo equações experimentais e equação da literatura para seção 150mm.

Comparando a equação de Garcia com as demais, observou-se que esta apresentou valores menores de espaçamento, para taxas de resfriamento maiores do que 0,5°C/s.

As Figuras 5.37, 5.38 e 5.39 apresentam os gráficos de EDS em função da taxa de resfriamento simulada para a seção 180mm, bem como a equação logarítmica de aproximação destes dados.

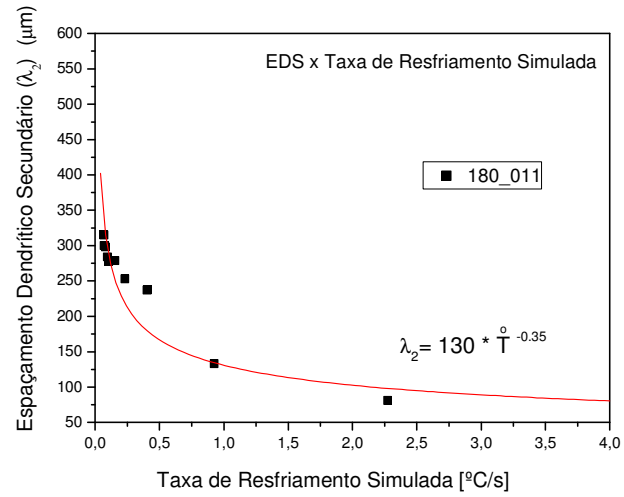


Figura 5.37: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 180\_011.

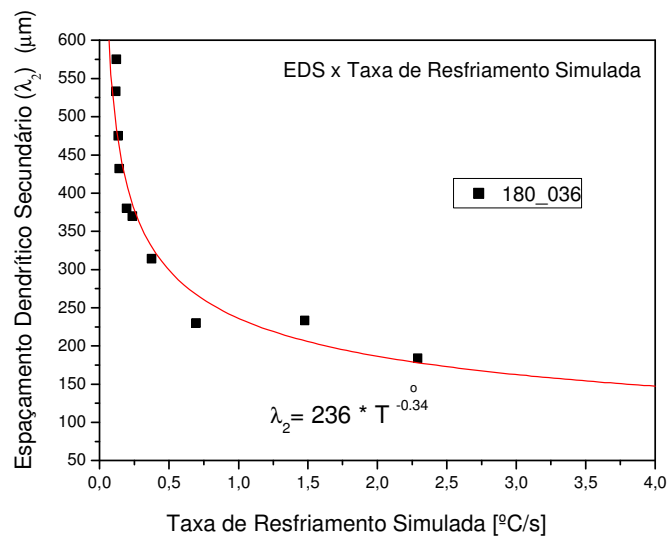


Figura 5.38: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 180\_036.

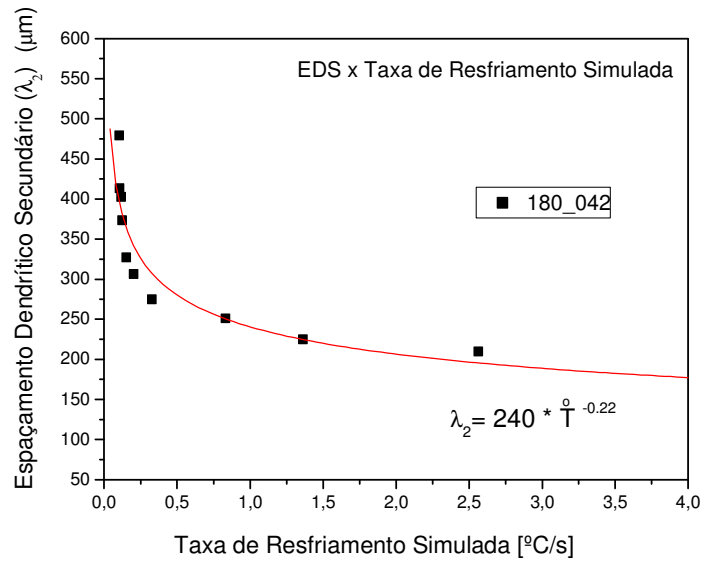


Figura 5.39: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 180\_042.

A Figura 5.40 apresenta o gráfico de EDS em função da taxa com as equações obtidas para cada aço da seção 180mm para uma análise do comportamento da variação em função da porcentagem de carbono de cada aço.

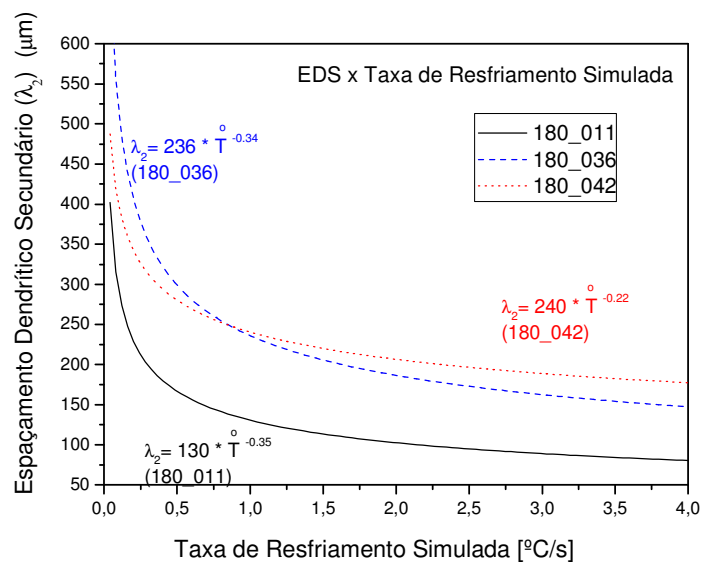


Figura 5.40: Variação dos espaçamentos secundários experimentais com as taxas de resfriamento simuladas – 180mm

No caso da seção 180mm o aço que apresentou os menores espaçamentos foi o com 0,11%C (contrário ao comportamento da seção 150mm), enquanto que os aços com maiores teores de carbono (0,36 e 0,42%C) apresentam valores de EDS em função da taxa de resfriamento maiores e mais próximos.

A Figura 5.41 apresenta a comparação das equações geradas a partir dos dados experimentais e simulados com a equação apresentada na literatura por Garcia (2001).

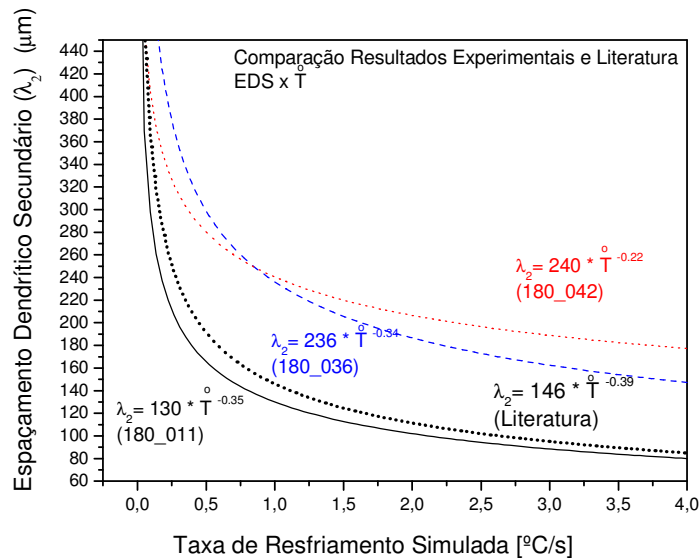


Figura 5.41.: Comparativo equações experimentais e equação da literatura para seção 180mm.

No caso da seção 180 mm, as equações obtidas experimentalmente apresentaram um comportamento muito semelhante à equação de Garcia, porém o aço com 0,11% C apresentou valores inferiores de espaçamentos para todo o intervalo.

As Figuras 5.42, 5.43 e 5.44 apresentam os gráficos de EDS em função da taxa de resfriamento simulada para a seção 240mm, bem como a equação logarítmica de aproximação destes dados.



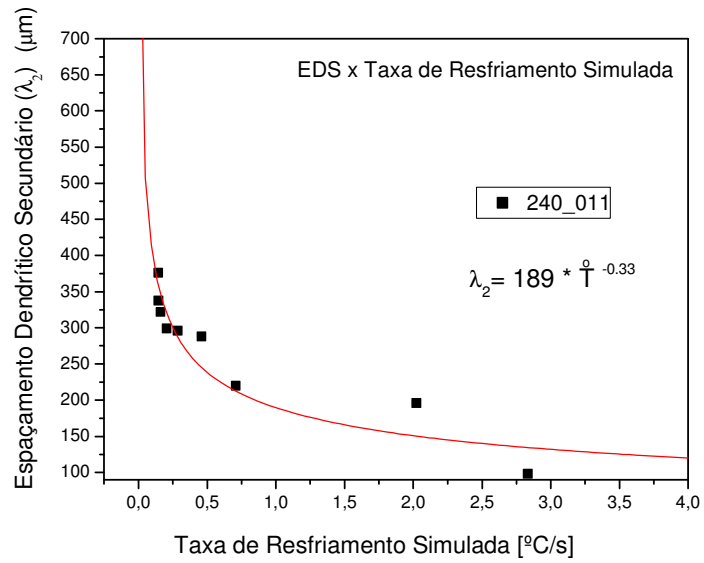


Figura 5.42: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 240\_011.

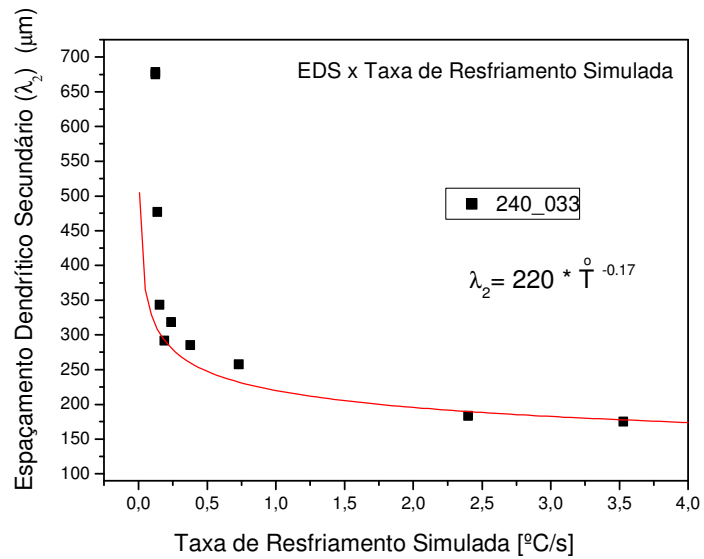


Figura 5.43: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 240\_033.

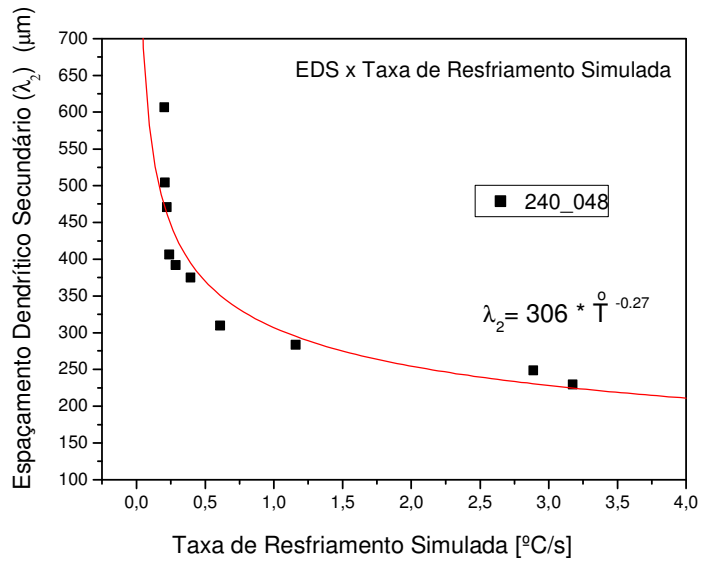


Figura 5.44: Espaçamento secundário experimental e taxas de resfriamento simuladas para a amostra 240\_048.

A Figura 5.45 apresenta o gráfico de EDS em função da taxa com as equações obtidas para cada aço da seção 240mm para uma análise do comportamento da variação em função da porcentagem de carbono de cada aço.

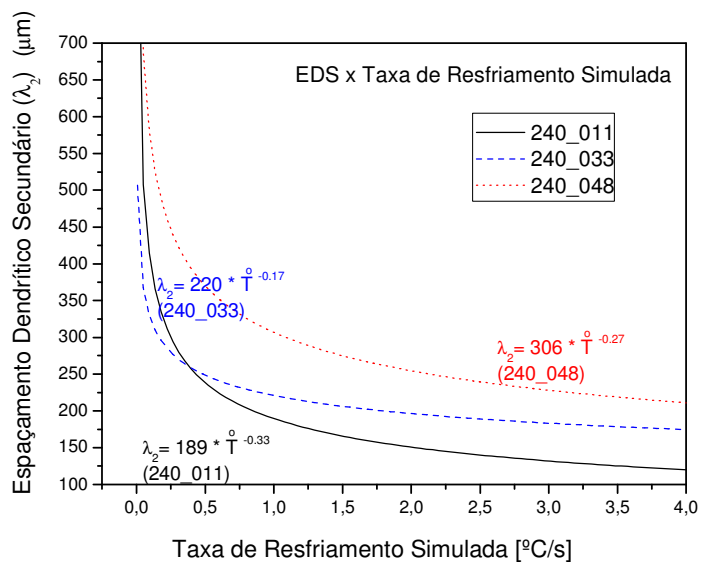


Figura 5.45: Variação dos espaçamentos secundários experimentais com as taxas de resfriamento simuladas – 240mm.

Como no caso da seção 180mm os menores valores de EDS foram observados no aço de 0,11%C, seguido pelos aços com 0,33 e 0,48%C respectivamente. Nota-se que para este caso os valores para cada aço com mais altos teores de carbono não apresentaram valores próximos, como nos casos anteriores.

A Figura 5.46 apresenta a comparação das equações obtidas a partir dos dados experimentais e simulados com a equação apresentada na literatura por Garcia (2001).

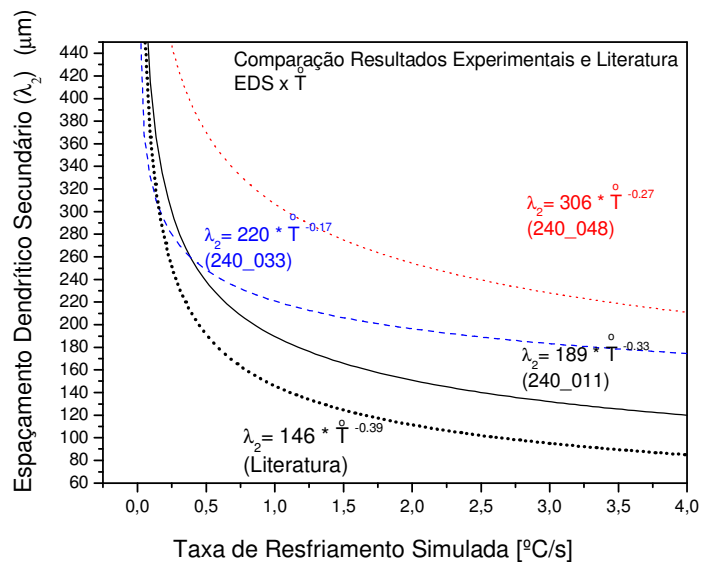


Figura 5.46.: Comparativo equações experimentais e equação da literatura para seção 240mm.

A seção 240 mm, em relação à equação de Garcia, apresentou comportamento muito parecido ao da seção 180 mm, valores de espaçamentos menores do que os experimentais. Para taxas menores do que 0,25°C/s o comportamento da equação de Garcia é semelhante ao das equações obtidas experimentalmente para os aços com 0,11 e 0,33% Ceq.

A Figura 5.47 e 5.48 apresentam um comparativo para as equações experimentais para valores de carbono equivalente de 0,11%.e 0,40% Ceq respectivamente.

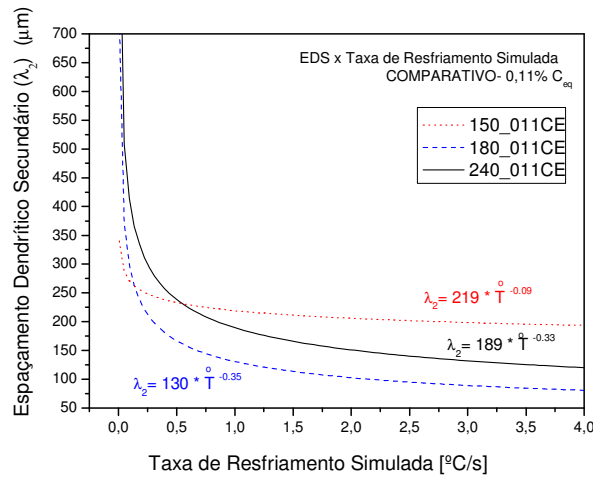


Figura 5.47: Comparativo dos EDS com as taxas de resfriamento simuladas – Aços com 0,11% Ceq.

Os aços com valores de 0,11% Ceq apresentaram um comportamento parecido, porém a equação para a seção 150 mm apresentou valores de espaçamento maiores que as demais. Enquanto o aço de seção 180 mm apresentou valores menores de espaçamentos do que o aço de seção 240 mm.

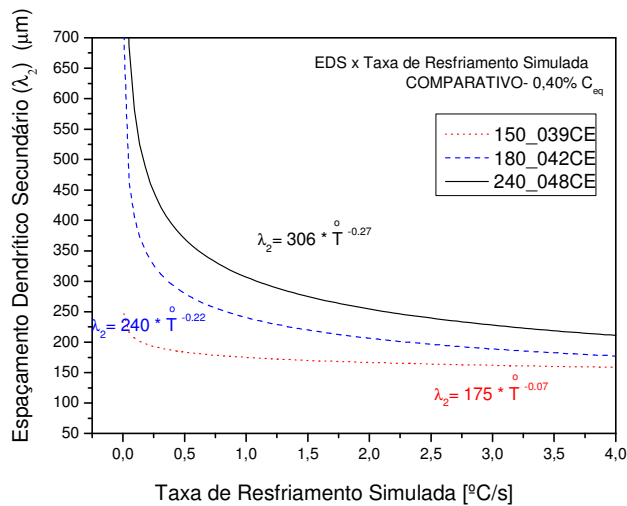


Figura 5.48: Comparativo dos EDS com as taxas de resfriamento simuladas – Aços com aproximadamente 0,40% Ceq.

Para aços com valores de Ceq próximos à 0,40% pode-se observar que os maiores valores de espaçamentos ocorrem na seção de 240 mm, seguido pela seção 180 mm e pela 150 mm.

## 6 CONCLUSÕES

As análises dos resultados permitiram que fossem extraídas as seguintes conclusões:

1 – Metodologia desenvolvida para a obtenção de valores de início de TCE:

(a) A metodologia desenvolvida gerou resultados que, analisados em conjunto com as taxas de resfriamento simuladas pelo software InALC, apresentou valores de faixas críticas de taxas para ocorrência do início da TCE;

AÇOS	TAXAS CRÍTICAS (°C/s)
150_006	0,20
150_011	0,21
150_039	0,60
180_011	0,25
180_036	0,31
180_042	0,35
240_011	0,50
240_033	0,49
240_048	0,60

(b) Pode-se concluir que o aumento da seção proporciona maiores zonas colunares, independente da composição química dos aços;

- (c) Para um teor de carbono equivalente específico de 0,11%Ce<sub>q</sub> observa-se uma relação direta e linear entre os valores de início de TCE, tamanho da seção e taxa de resfriamento.

## 2 – EDS em função da distância à superfície ( $\lambda_2 \times P$ ):

- (a) As equações obtidas para EDS em função da distância à superfície ( $\lambda_2 \times P$ ) foram

AÇOS	EQUAÇÕES
150_006	$\lambda_2 = 189,19 + 2,92.X - 0,0551.X^2 + 0,00054.X^3$
150_011	$\lambda_2 = 108,19 + 1,430.X - 0,0310.X^2 + 0,00035.X^3$
150_039	$\lambda_2 = 136,55 + 1,664.X - 0,0249.X^2 + 0,0002.X^3$
180_011	$\lambda_2 = 20,78 + 12,752.X - 0,2058.X^2 + 0,0011.X^3$
180_036	$\lambda_2 = 200,59 + 1,608.X - 0,1566.X^2 + 0,0010.X^3$
180_042	$\lambda_2 = 200,25 + 1,3356.X - 0,0405.X^2 + 0,00023.X^3$
240_011	$\lambda_2 = 45,88 + 9,3971.X - 0,1221.X^2 + 0,0006.X^3$
240_033	$\lambda_2 = 128,36 + 7,626.X - 0,1448.X^2 + 0,00114.X^3$
240_048	$\lambda_2 = 218,56 + 1,5086.X - 0,0234.X^2 + 0,0001.X^3$

- (b) As equações obtidas para EDS em função da distância à superfície ( $\lambda_2 \times P$ ) para aços com valores de Ce<sub>q</sub> iguais apresentaram maiores valores de espaçamentos na seção de 240 mm e 180 mm, seguidos pela seção de 150 mm;
- (c) Os EDS apresentam uma variação crescente entre a superfície e o centro do lingote.

(d) Observou-se que somente o valor do  $C_{eq}$  não é suficiente para descrever o comportamento dos EDS, sendo necessário a análise dos elementos que aumentam ou diminuem os EDS.

3 – EDS em função da Taxa de Resfriamento simulada ( $\lambda_2 \times \dot{T}$ ):

(a) As equações obtidas para EDS em função da Taxa de Resfriamento simulada ( $\lambda_2 \times \dot{T}$ ) foram

AÇOS	EQUAÇÕES
150_006	$\lambda_2 = 220 * \dot{T}^{-0,99}$
150_011	$\lambda_2 = 219 * \dot{T}^{-0,09}$
150_039	$\lambda_2 = 175 * \dot{T}^{-0,07}$
180_011	$\lambda_2 = 130 * \dot{T}^{-0,35}$
180_036	$\lambda_2 = 236 * \dot{T}^{-0,34}$
180_042	$\lambda_2 = 240 * \dot{T}^{-0,22}$
240_011	$\lambda_2 = 189 * \dot{T}^{-0,33}$
240_033	$\lambda_2 = 220 * \dot{T}^{-0,17}$
240_046	$\lambda_2 = 306 * \dot{T}^{-0,27}$

(b) Nas equações obtidas para EDS em função da Taxa de Resfriamento simulada ( $\lambda_2 \times \dot{T}$ ) para aços com valores de  $C_{eq}$  iguais a 0,11% $C_{eq}$ , os maiores valores de EDS ocorrem na seção 150mm, seguido pelo aço de seção 240mm e pelo aço de

180mm. Na comparação dos aços com valores de carbono equivalente em torno de 0,40% $C_{eq}$ , o valor de EDS apresentou um aumento em função do aumento das seções, tendo assim a seção 150mm como a de menor valor de EDS, seguida pela 180mm e pela 240mm.

- (c) Em comparação a aços de mesma seção, as equações apresentaram um aumento do valor de EDS em função do aumento do  $C_{eq}$ ;
- (d) As equações obtidas apresentam comportamento semelhante porém com valores diferentes de EDS à equação apresentada por Garcia (2001).



## 7 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- (a) Realização de experimentos de solidificação unidirecional com aços especiais para obtenção de valores experimentais de TCE, EDS e gradiente térmico;
- (b) Realizar este estudo para outras qualidades de aços
- (c) Realizar este estudo analisando a influência da composição química na formação da macro e micro estrutura;
- (d) Continuação do estudo dos parâmetros de solidificação, gerando equações que possam prever o gradiente térmico.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BARCELLOS, V. K.; Fernandes, P. C.; Fogazzi, W.; Klujszo, C. L. A.; Ferreira, C. R. F.; Cocian, L. F. E.; Santos, C. A.; Spim, J. A., Aferição do Software InALC+ com Dados Experimentais de Lingotamento Contínuo (LC) da Aços Especiais Piratini (AEP - Gerdau). Anais do 37º Seminário de Aciaria - Internacional, pp. 338-346, (2006).

BECKERMANN, C.; Badillo, A., Phase-Field Simulation of the Columnar-to-Equiaxed Transition in Alloy Solidification. *Acta Materialia*, vol. 54, pp. 2015-2026, (2006).

CABRERA-MARRERO, J. M.; Carreno-Galindo, V.; Morales, R. D.; Chavez-Alcalá, F., Macro-Micro Modeling of the Dendritic Microstructure of Steel Billets Processed by Continuous Casting. *ISIJ International*, vol. 38, n. 8, pp. 912-821, (1998).

CANTE, M. V., K. S. Cruz, et al. Experimental Analysis of the Columnar-to-Equiaxed Transition in Directionally Solidified Al-Ni and Al-Sn Alloys. *Materials Letters*, vol. 61, n.11-12, pp. 2135-2138, (2007).

CARAM, R.; Garcia, A., The Use of Dendritic Microstructure Growth to Evaluate the Metal-Mold Heat Transfer Coefficient in the Foundry Process. *IMEchE Conference Transactions*, v. 2, pp. 555-559, (1995).

FREDRIKSSON, H. A. O. Mechanism of Transition from Columnar to Equiaxed Zone in Ingots. *Materials Science and Technology*. vol. 2, pp. 508-516, (1986).

GANDIN, C. A. From Constrained to Unconstrained Growth During Directional Solidification., *Acta Materialia*, vol. 48(10), pp. 2483-2501, (2000).

GARCIA, A., Solidificação: A Gênese dos Materiais Metálicos., Caderno Técnico. Revista Metalurgia e Materiais, vol. 60, n 550, pp. 696-697, (2004).

GARCIA, A. Influência das Variáveis Térmicas de Solidificação na Formação da Macroestrutura e da Microestrutura e Correlação com Propriedades Decorrentes. Revista Projeções, vol. 23, pp. 13-32, (2005).

JANIK, M.; Dyja H.; Berski, S.; Banaszek, G. Two-Dimensional Thermomechanical Analysis of Continuous Casting Process. Journal of Materials Processing Technology, vol. 153-154, pp. 578-582, (2004).

MAHAPATRA, R.B.; Weinberg, F., The Columnar to Equiaxed Transition in Lead-Tin Alloys. Metallurgical and Transactions B, vol. 18, pp. 425-432, (1987).

POOLE, W.J., Weinberg, F., Observations of the Columnar-to-Equiaxed Transition in Stainless Steels. Metallurgical and Transactions A, vol. 29, pp. 855-861, (1998).

ROCHA, O. L., Siqueira, C. A., Garcia, A., Heat Flow Parameters Affecting Dendrite Spacings During Unsteady-State Solidification of Sn-Pb and Al-Cu Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 34, pp. 995-1006, (2003).

SANTOS, C.A.; Garcia, A.; Frick, C.; Spim, J. A., Evaluation of Heat Transfer Coefficients Along the Secondary Cooling Zones in the Continuous Casting of Steel Billets. Inverse Problems in Engineering, vol. 14, n. 6, pp. 687-700, (2006).

SIQUEIRA, C.A., Cheung N., et al., The Columnar to Equiaxed Transition During Solidification of Sn-Pb Alloys. Journal of Alloys and Compounds, vol. 351, pp. 126-134, (2003).

SIQUEIRA, C.A., Cheung, N.; Garcia, A.; Solidification Thermal Parameters Affecting the Columnar to Equiaxed Transition. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, pp. 2107-2118, (2002).

SPIM, J.A., Santos, C.A., Modelagem Matemática da Solidificação. *Caderno Técnico. Revista Metalurgia e Materiais*. vol. 60, n. 550, pp. 698-701, (2004).

SPINELLI, J.E.; Rosa, D., Garcia, A., Influence of Melt Convection on the Columnar to Equiaxed Transition and Microstructure of Downward Unsteady-State Directionally Solidified Sn-Pb Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 384, pp. 217-226, (2004).

SURI, V.K.E.; Berry, J. T., Control of Macrostructure in Aluminum Casting. *AFS Transactions*, vol. 99, pp. 187-191, (1991).

THOMAS, B.G.; Samarasekera, I.V.; Brimacombe, J.K., Mathematical Model of the Thermal Processing of Steel Ingots: Part 1. Heat Flow Model. *Metallurgical Transactions B*, vol.18, pp. 119-130, ( 1987).

WANG, C.Y.; Beckermann, C.; A Unified Solute Diffusion Model for Columnar and Equiaxed Dendritic Alloy Solidification. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 25, pp. 1081-1093, (1994).

WOLF, M.M., Initial Solidification and Strand Surface Quality of Peritectic Steels. *Continuous Casting- Iron & Steel Society*, vol. 9, pp. 59 -68, (1997).

WON, Y.M., Thomas, B.G., Simple Model of Microsegregation During Solidification of Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, pp. 1755-1767, (2001).

ZIV, I.; Weinberg, F., The Columnar to Equiaxed Transition in Al-3 pct Cu. Metallurgical Transactions B, vol. 20, pp.731-734, (1989).

### **Livros**

ASM HANDBOOK - Vol. 9 - Metallographic and Microstructures. ASM INTERNATIONAL, USA, p. 1346, (1988).

DURAND-CHARRE, M., Microstructure of Steels and Cast Irons. Springer, Dinamarca, (2003).

GARCIA, A., Solidificação: Fundamentos e Aplicações. Editora da Unicamp, Campinas, SP, (2001).

FLOOD, S.C., HUNT, J. D. in: ASM Handbook, Vol. 15- Casting p.130-136. ASM INTERNATIONAL, USA, (1988).

GARCIA, A.; Spim, J.A.; Santos, C.A.; Cheung, N. Lingotamento contínuo de aços. Associação Brasileira de Metalurgia, São Paulo, SP.(2006)

MÜLLER, A. Solidificação e análise térmica dos metais. Editora da UFRGS, Porto Alegre, (2002).

SILVA, A.L.V.C., Mei, P.R. Aços e Ligas Especiais. Editora Blucher, São Paulo, SP,. (2006).

### **Em Internet**

[http://www.gerdau.com.br/gerdauacosespeciais//afp/afp\\_producao\\_zoom.asp](http://www.gerdau.com.br/gerdauacosespeciais//afp/afp_producao_zoom.asp)  
acessado em 21.06.09 às 12:30 hrs.

<http://www.ibs.org.br> acessado em 21.05.09 às 16:02 hrs.

### **Teses e Dissertações**

GOULART, P. R.; Variáveis Térmicas de Solidificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Hipoeutéticas Al-Si. Dissertação em Engenharia Mecânica; Universidade Estadual de Campinas; São Paulo, Brasil. (2005).

JAIME, M.A. Avaliação e Otimização de Processos de Fundição a Partir do Uso de Técnicas Computacionais de Simulação. Tese em Engenharia Mecânica; Universidade Estadual de Campinas; São Paulo, Brasil. (2002).

SIQUEIRA, C.A.D., Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar-Equiaxial. Tese em Engenharia Mecânica; Universidade Estadual de Campinas; São Paulo, Brasil. (2002).

ROCHA, O.F.L.D. Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidirecional em Condições de Fluxo de Calor Transitório. Tese em Engenharia Mecânica; Universidade Estadual de Campinas; São Paulo, Brasil. (2003).

### **Normas Técnicas**

ASTM E3-01 Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens- ASTM International / 10-Apr-2001 / 12 pages.